

Schweißen von Leichtbaurahmenkonstruktionen

Funktionale Werkstoffauswahl und
Schweißzusatzwerkstoffmodifikation

Dissertation

zur Erlangung des Doktorgrades der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

Kai Treutler

geboren in Buxtehude

genehmigt von der Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau
der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung: 22.02.2019

Dekan

Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Vorsitzender der Prüfungskommission

Prof. Dr.-Ing. Stefan Hartmann

Betreuer

Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Gutachter

Prof. Dr.-Ing. habil. Lothar Wagner

“The progressive development of man is vitally dependent on invention.”

„Die fortschreitende Entwicklung des Menschen hängt in lebenswichtiger Weise von Erfindungen ab. “

-Nikola Tesla

Abstract

The sustainable use of land in agriculture and forestry under ecological aspects, as well as economic management, is one of the core requirements for today's agricultural and forestry enterprises. The plethora of laws and certifications, such as the FSC seal of quality, mean that the demands placed on modern agricultural and forestry equipment are leading to ever lower soil loads and increased payloads.

Due to these new legal framework conditions and the desire for increased productivity as well as the reduction of soil compaction, the pressure to implement lightweight construction in forestry and agricultural machinery is becoming ever greater. The desire for ever greater payloads also plays a decisive role in increasing productivity. The introduction of lightweight construction aspects and a functional selection of materials is one way of achieving this.

In order to achieve the goal of a lightweight design strategy, a systematic analysis of the influencing factors on the strength of welded joints under different load types (static, cyclical and impact-dynamic) will be carried out in order to achieve weight reduction through functional material selection and targeted modification of filler metals.

The functional material selection is based on the assumption that the behaviour of different steels, according to their chemical composition, the microstructure and the manufacturing method, can differ from each other, in contrast to the currently widespread state of knowledge.

The aim of the work is to develop the basis for a weight reduction of 50% for frame constructions in agricultural engineering, with the focus on welding joints and their strengths under varying load types, by means of the procedure described.

A detailed comparison of the joining properties of two different fine-grained structural steel groups in order to identify and characterise a functional material selection for lightweight potential showed that, despite comparable mechanical initial properties, there are significant differences in the microstructure before and after welding and that these lead to significantly different properties occurring after welding and thus to significantly higher cyclic loads being bearable for one of the steel groups.

Furthermore, by developing a further methodology for improving the mechanical properties of the welded joint under static, cyclic and dynamic shock loads by modifying the filler metal, it was possible to further increase the technical fatigue strength. For this purpose, the flowability of the melt was specifically influenced by a surface coating with titanium, thereby reducing the geometric notch effect at the seam transition.

On the basis of the increased technical fatigue strength under cyclic load and the fulfilment of the static and dynamic strength requirements placed on the joints, a lightweight construction potential of well over 50% can be anticipated with regard to the frame weight in agricultural engineering, since in any case the base material strength is achieved or common design criteria are exceeded by more than 50%.

Kurzfassung

Die nachhaltige Nutzung von Bodenflächen in der Land- und Forstwirtschaft unter ökologischen Aspekten ist, ebenso wie die ökonomische Betriebsführung, eine der Kernanforderung an die heutigen land- und forstwirtschaftlichen Betriebe. Die Fülle der Gesetze und Zertifizierungen, wie z.B. das FSC-Gütesiegel, führen heute dazu, dass die Anforderungen an die neuzeitlichen Agrar- und Forstgeräte immer weiter zu niedrigeren Bodenbelastungen unter Steigerung der Nutzlasten führen.

Durch diese neuen gesetzlichen Rahmenbedingungen und dem Wunsch nach einer erhöhten Produktivität sowie der Verringerung der Bodenverdichtung wird der Druck, Leichtbau auch bei forst- und agrarwirtschaftlichen Maschinen umzusetzen, immer größer. Dabei spielt auch der Wunsch nach immer größeren Nutzlasten für eine gesteigerte Produktivität eine entscheidende Rolle. Hierfür ist die Einführung von Leichtbauaspekten und eine funktionale Werkstoffauswahl eine Möglichkeit.

Um das Ziel einer Leichtbaustrategie zu erreichen wird nachfolgend eine systematische Analyse der Einflussfaktoren auf die Festigkeit von Schweißverbindungen unter unterschiedlichen Lastarten (statisch, zyklisch und schlagartig-dynamisch) durchgeführt, um die Gewichtsreduktion über eine funktionale Werkstoffauswahl und eine gezielte Modifikation von Schweißzusatzwerkstoffen zu erreichen.

Bei der funktionalen Werkstoffauswahl wird davon ausgegangen, dass sich das Verhalten von verschiedenen Stählen, entsprechend ihrer chemischen Zusammensetzung, der Gefügebrauchung und der Herstellungsmethode, im Gegensatz zur derzeit verbreiteten Kenntnisstand, voneinander unterscheiden können.

Ziel der Arbeit ist es, durch das dargestellte Vorgehen, die Grundlagen für eine Gewichtsreduktion von Rahmenkonstruktionen in der Agrartechnik, mit dem Fokus auf schweißtechnische Verbindungen und deren Festigkeiten unter variierenden Belastungsarten, von 50% zu erarbeiten.

Beim detaillierten Vergleich der Verbindungseigenschaften von zwei unterschiedlichen Feinkornbaustahlgruppen um eine funktionale Werkstoffauswahl für Leichtbaupotentiale identifizieren und charakterisieren zu können, zeigte sich, dass trotz Vergleichbarer mechanischer Ausgangseigenschaften signifikante Unterschiede im Gefüge vor und nach dem Schweißen vorhanden sind und diese dazu führen, dass sich nach dem Schweißen deutlich andere Eigenschaften einstellen und so für eine der Stahlgruppen deutlich höhere zyklische Lasten ertragbar sind.

Des Weiteren konnte über die Erarbeitung einer weiteren Methodik zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der Schweißverbindung unter statischen, zyklischen und dynamisch-schlagartigen Belastungen unter Modifikation des Schweißzusatzwerkstoffes, die technische Dauerfestigkeit noch weiter gesteigert werden. Hierzu wurde gezielt die Fließfähigkeit der Schmelze durch eine Oberflächenbeschichtung mit Titan beeinflusst und dadurch die geometrische Kerbwirkung am Nahtübergang vermindert.

Auf Basis der erhöhten technischen Dauerfestigkeit unter zyklischer Last und dem Erfüllen an die Verbindungen gestellten statischen und dynamisch-schlagartigen Festigkeitsanforderungen, ist ein Leichtbaupotential von deutlich über 50% hinsichtlich des Rahmengewichts in der Agrartechnik antizipierbar, da in jedem Fall die Grundwerkstofffestigkeit erreicht werden oder gängige Auslegungskriterien um mehr als 50% überschritten werden.

Inhalt

Abstract	III
Kurzfassung	V
1 Einleitung.....	1
2 Ausgangssituation und Stand der Kenntnisse	5
2.1 Anforderungen an geschweißte Rahmenkonstruktionen in der Forst- und Agrartechnik	5
2.2 Vorgehen bei der betriebsfesten Auslegung von Bauteilen.....	7
2.3 Anforderungen an die Schweißverbindung und Werkstoffe	10
2.4 Gestaltung von Schweißkonstruktionen für Forst- und Agrarwirtschaft	11
2.5 Einfluss von Kerben auf die Bauteilfestigkeit	11
2.5.1 Einfluss von Kerben bei quasistatischen Belastungen	12
2.5.2 Einfluss von Kerben bei zyklischer Belastung	13
2.5.3 Stützwirkung in der Umgebung von Kerben und Schweißnähten	17
2.6 Kerben bei dynamisch-schlagartiger Belastung	18
2.7 Abgeleitete Zielsetzungen aus der Betrachtung von geometrischen Kerben	18
2.8 Auswirkung metallurgischer Kerben	19
2.8.1 Metallurgische Kerben in der Schweißtechnik: die Wärmeeinflusszone	20
2.8.2 Ansätze zur Reduktion der Auswirkung metallurgischer Kerben	23
2.9 Einfluss verschiedener Elemente auf die Oberflächenspannung der Schmelze	25
2.9.1 Einfluss von Sauerstoff auf die Oberflächenspannung.....	25
2.9.2 Zusammenfassung zur Beeinflussung der Oberflächenspannung von Metallschmelzen	26
2.9.3 Einflüsse auf die Erstarrung von Schweißverbindungen	27
2.10 Feinkornbaustähle	29
2.10.1 Schweißen von Feinkornbaustählen	31
2.10.2 Einfluss des Schweißverfahrens auf die Abkühlbedingungen	33
2.10.3 Geometrische Einflussgrößen auf Abkühlbedingungen	33
2.10.4 Arbeitstemperatur.....	34
3 Zielstellung	37
4 Bestimmung des Einflusses von Kerben unter dynamisch schlagartiger Last auf die Bauteilfestigkeit.....	39
4.1.1 Experimentelles Vorgehen zur Bestimmung des Einflusses von Kerben auf das dynamisch schlagartige Werkstoffverhalten.....	39

4.1.2	Ergebnisse.....	42
4.1.3	Ergebnisse der Betrachtung unterschiedlicher Werkstoffgruppen.....	44
5	Einfluss verschiedener Gefügebestandteile auf die Ermüdungsfestigkeit.....	45
5.1	Abschätzung beginnender irreversibler plastischer Verformung für unterschiedliche Gefügezusammensetzungen	48
5.1.1	Kritische Auseinandersetzung mit der weiteren Methodik aus der Literatur.....	49
5.1.2	Experimenteller Aufbau und Vorgehen zur Abschätzung der beginnenden plastischen Verformung	50
5.1.3	Beginnende plastische Verformung unter zyklischer Last	51
5.1.4	Interpretation der gewonnenen Erkenntnisse und weiteres Vorgehen	54
5.2	Abgleich mit der Theorie in der derzeitigen Auslegungspraxis.....	56
5.3	Auswirkungen auf die Festigkeitserhöhung von Schweißverbindungen	56
6	Ableiten typischer Probenformen.....	57
6.1	Auswahl einer Kleinstprobengeometrie.....	58
7	Auswahl der Grundwerkstoffe	61
7.1	Charakterisierung der Grundwerkstoffe	61
7.1.1	Chemische Zusammensetzung und Gefüge	61
7.1.2	Mechanische Kennwerte.....	63
8	Prozesstechnik.....	65
8.1	Bestimmung des Schweißprozessfeldes.....	65
8.1.1	Zusammenfassung der ausgewählten Schweißparameter	67
8.2	Kritische Betrachtung des Abkühlzeitkonzeptes	68
8.2.1	Abkühlkurven des S700MC und Vergleich mit S690Q.....	68
9	Durchführung der Versuchsschweißungen und Eigenschaftsqualifizierung.....	71
9.1	Probenherstellung.....	71
9.2	Verbindungseigenschaften.....	71
9.3	Charakterisierung der Mikrostruktur in der Wärmeeinflusszone	73
9.3.1	S700MC.....	73
9.3.2	S690QL.....	74
9.3.3	Unterschiede in der Phasenausbildung.....	74
9.3.4	Vergleich der Werkstoffe und Darstellung des Umwandlungsverhalten.....	83
9.4	Statische mechanische Eigenschaften der Verbindungen	86
9.5	Zyklische mechanische Eigenschaften der geschweißten Verbindungen	87

9.5.1	Vergleich S690QL und S700MC	89
9.5.2	Einfluss des Energieeintrages	91
9.5.3	Einfluss der Blechdicke auf das Schwingfestigkeitsverhalten	93
9.5.4	Variation konventioneller Zusätze.....	95
9.5.5	Eigenschaften bestimmter Gefügebestandteile.....	96
9.6	Mechanische Eigenschaften unter dynamisch-schlagartiger Last	101
10	Modifikation von Schweißzusätzen.....	103
10.1	Herstellung der beschichteten Schweißzusätze	103
10.2	Charakterisierung der Schweißzusatzwerkstoffbeschichtungen	104
10.3	Qualifikation der modifizierten Zusätze.....	105
10.3.1	Beeinflussung des Schweißprozesses.....	105
10.3.2	Tatsächliche Beeinflussung der Nahtausprägung	107
10.3.3	Mechanische Eigenschaften des modifizierten Schweißgutes.....	108
10.3.4	Verhalten des Schweißgutes der modifizierten Zusatzwerkstoffe unter zyklischer Last	109
11	Qualifikation der Modellschweißungen	111
11.1	Beschichtungseigenschaften	112
11.1.1	Chemische Zusammensetzung des modifizierten Schweißzusatzes	112
11.2	Klassifizierung der Gefügeänderung durch die Schweißzusatzmodifikation	113
11.2.1	Verteilung der Titanbeschichtung im Schweißgut	117
11.2.2	Härte im modifizierten Schweißgut.....	118
11.3	Eigenschaften der Verbindung	118
11.3.1	Eigenschaften unter quasistatischer Last.....	119
11.3.2	Eigenschaften unter zyklischer Last	119
11.3.3	Eigenschaften unter dynamisch schlagartiger Last	121
12	Zusammenfassung.....	123
13	Danksagung	125
14	Literaturverzeichnis	i
15	Abbildungsverzeichnis	ix

1 Einleitung

Die nachhaltige Nutzung von Bodenflächen in der Land- und Forstwirtschaft unter ökologischen Aspekten ist, ebenso wie die ökonomische Betriebsführung, eine der Kernanforderung an die heutigen land- und forstwirtschaftlichen Betriebe. Die Fülle der Gesetze und Zertifizierungen, wie z.B. das FSC-Gütesiegel, führen heute dazu, dass die Anforderungen an die neuzeitlichen Agrar- und Forstgeräte immer weiter zu niedrigeren Bodenbelastungen unter Steigerung der Nutzlasten führen, [1], [2], [3], [4].

Durch diese neuen gesetzlichen Rahmenbedingungen und dem Wunsch nach einer erhöhten Produktivität sowie der Verringerung der Bodenverdichtung wird der Druck, Leichtbau auch bei forst- und agrarwirtschaftlichen Maschinen umzusetzen, immer größer, [1], [2], [3], [5]. Dabei spielt auch der Wunsch nach immer größeren Nutzlasten für eine gesteigerte Produktivität eine entscheidende Rolle.

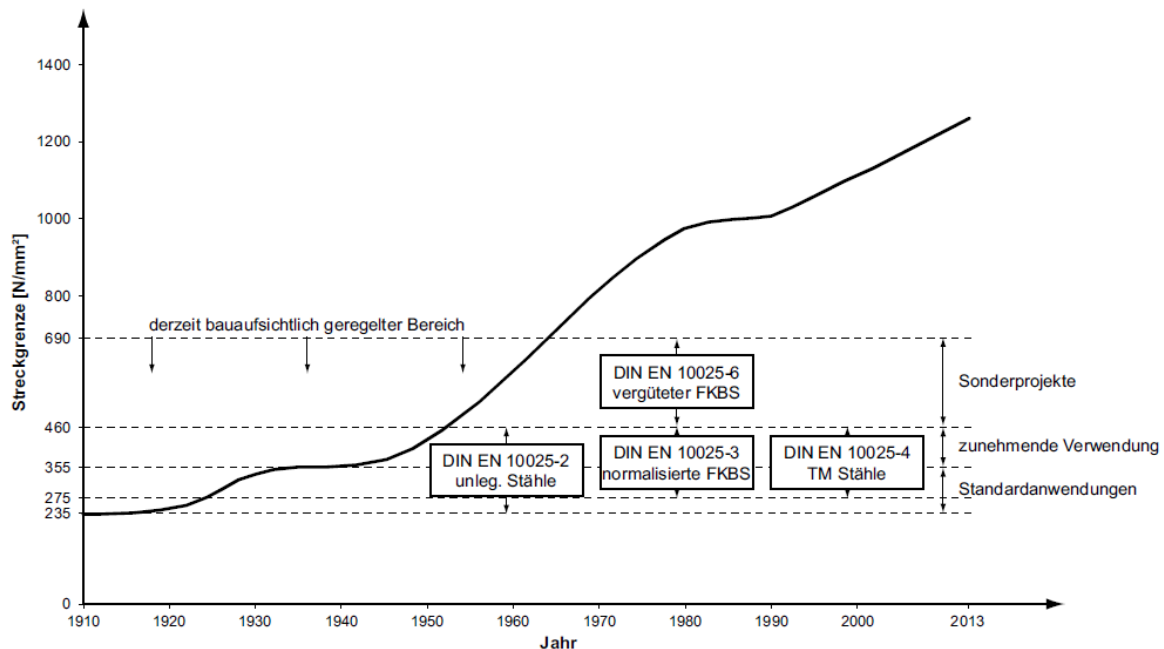


Abbildung 1: Entwicklung der durch technische Lieferbedingungen gewährleisteten Streckgrenzenwerte, [6], [7]

Ein Ansatz zur Realisierung von Leichtbau in diesem Branchenfeld ist die Nutzung höher- und höchstfester Stähle. Der Einsatz dieser Stähle hat sich für andere Branchen als zielführend erwiesen und wird daher vermehrt eingesetzt, Abbildung 1, [6], [7], [8], [9]. Als Beispiele können hier der Automobil- und der Mobilkranbau herangezogen werden. In beiden Bereichen werden derzeit Stähle mit Streckgrenzen von mehr als 1000MPa erfolgreich entwickelt und eingesetzt, [10]. Dies führt im Mobilkranbau zu immer höheren Auslegern sowie Nutzlasten und im Automobilbau liefern diese Stähle ihren Beitrag zur Gewichtsreduktion, [11], [12], [13], [14].

Dabei liegen die Vorteile der verwandten Stähle im Mobilkranbau in deren hohen Festigkeiten sowie überschaubaren zyklischen Lastwechseln im Betrieb, so dass hier die Dehngrenze, bzw. die Kurzzeitfestigkeit unter zyklischer Last, für die Auslegung herangezogen werden kann, [15], [16].

Zudem sind sie relativ gut schweißbar, sodass eine Verarbeitung erfolgreich und reproduzierbar durchgeführt werden kann.

Die Schweißbarkeit stellt einen zentralen Punkt bei der Nutzung von neuartigen höchstfesten Stählen dar um ein einfaches und kostengünstiges Fügen dieser Werkstoffe zu ermöglichen.

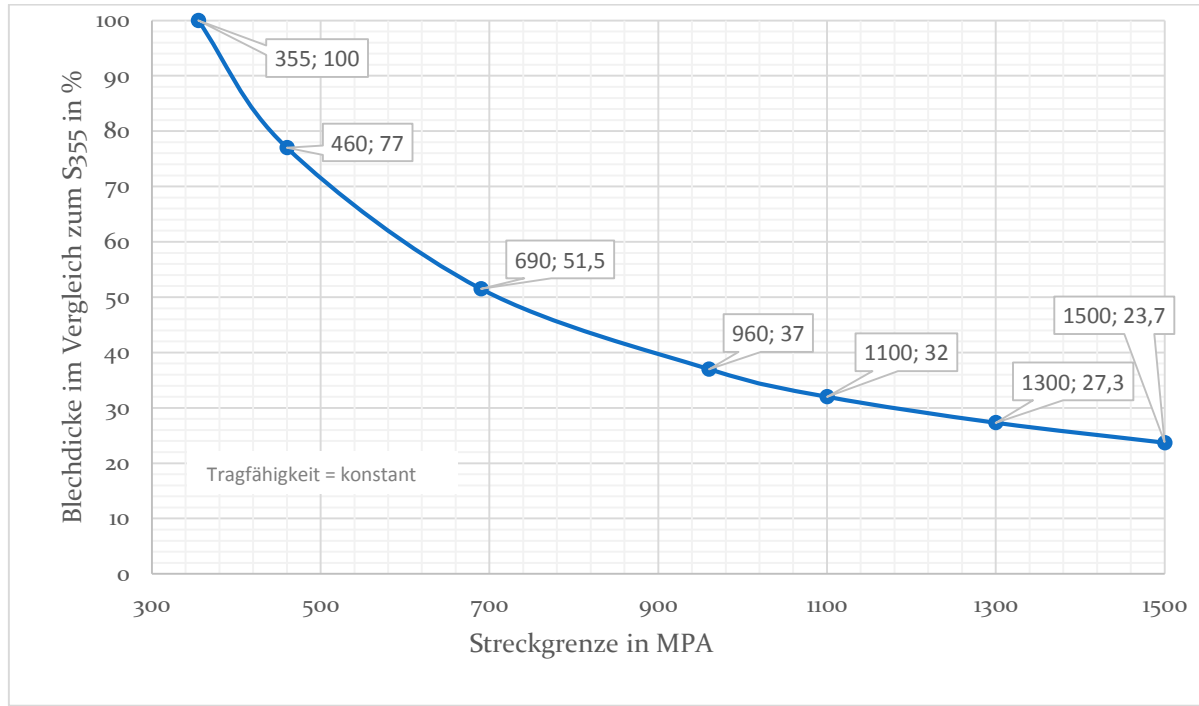


Abbildung 2: Nötige Blechdicke bei statischer Last in Abhängigkeit der Streckgrenze

Abbildung 2 zeigt die benötigte Blechdicke bei einer Konstruktion im Vergleich zum S355 in Abhängigkeit der Streckgrenze also bei konstanter Tragfähigkeit. Somit beträgt das Potential für Leichtbau bei statischen Einsatzgebieten bis zu 76% je nach eingesetztem höchstfesten Stahl. Dieses Potential wäre auch für Anwendungen unter zyklischer Last wünschenswert.

Auch im Automobilbau ist die Festigkeit höherfester Stähle für ihre Anwendung von zentraler Bedeutung. So kommen diese Stähle zumeist in den tragenden Strukturen der Karosserie zum Einsatz. Hier dominiert die zyklische Belastung des Einsatzfalles. Da im Automobilbau die meisten Fügeverbindungen kleine räumliche Ausdehnungen aufweisen, z.B. das Punktschweißen, dem am häufigsten Fügeverfahren in der Automobilindustrie, oder mechanischen Fügeverfahren wie z.B. dem Clinchen oder dem Halbhohlstanznieten, sind hier die Anforderungen an die Verbindungen hinsichtlich der zyklischen Belastbarkeit andere als bei linienförmigen Schweißverbindungen, die in der Agrartechnik aufgrund der nötigen Blechdicken und Rahmenkonstruktionen, Anwendung finden müssen, [17], [18].

Daraus ergibt sich, dass die Erkenntnisse aus diesen beiden Einsatzgebieten nicht ohne Weiteres auf agrarwirtschaftliche Maschinen übertragen lassen, da sich für die Agrarwirtschaft ein anderes Anforderungsprofil ergibt.

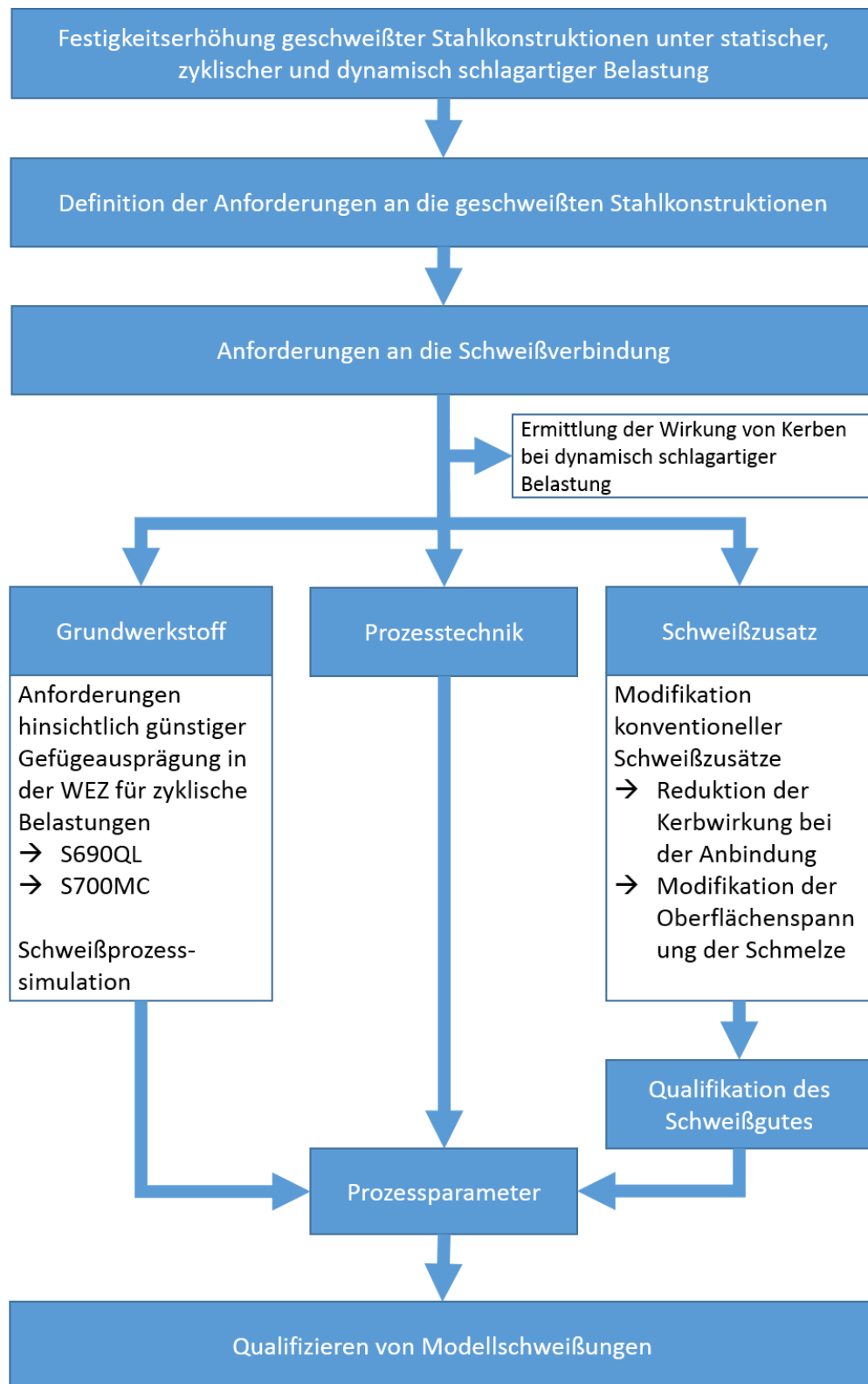


Abbildung 3: Vorgehen zur Erhöhung der statischen, zyklischen und dynamisch schlagartigen Verbindungsfestigkeit

Die Anforderungen an geschweißte Verbindungen in einem agrartechnischen Umfeld leiten sich aus den Anforderungen an die Rahmenkonstruktion ab. Diese sind durch die Belastungen in der Anwendung gegeben. Aus den Anforderungen an die Schweißnähte können Konzepte zur Erhöhung der Festigkeit der Schweißverbindungen unter den verschiedenen Lastfällen – statische, zyklisch und

dynamisch schlagartig – abgeleitet werden. Diese erhöhten Festigkeiten erlauben nun die Nutzung moderner höchstfester Stähle und somit eine Reduktion des Rahmengewichtes, sodass Leichtbau auch in der Agrartechnik und anderen Branchen vollumfänglich Einzug halten kann. Abbildung 3 zeigt dieses Vorgehen anschaulich.

Um das Ziel einer Gewichtsreduktion zu erreichen wird nachfolgend eine systematische Analyse der Einflussfaktoren auf die Festigkeit von Schweißverbindungen unter unterschiedlichen Lastarten – statisch, zyklisch und schlagartig-dynamisch –durchgeführt, um die Gewichtsreduktion über eine funktionale Werkstoffauswahl und eine gezielte Modifikation von Schweißzusatzwerkstoffen zu erreichen.

Bei der funktionalen Werkstoffauswahl wird davon ausgegangen, dass sich das Verhalten von verschiedenen Stählen, entsprechend ihrer chemischen Zusammensetzung, der Gefügebrauchung und der Herstellungsmethode, im Gegensatz zur derzeit verbreiteten Kenntnisstand, voneinander unterscheiden können.

Ziel der Arbeit ist es, durch das dargestellte Vorgehen, die Grundlagen für eine Gewichtsreduktion von Rahmenkonstruktionen in der Agrartechnik, mit dem Fokus auf schweißtechnische Verbindungen und deren Festigkeiten unter variierenden Belastungsarten, von 50% zu erarbeiten.

2 Ausgangssituation und Stand der Kenntnisse

Die Zusammenfassung des Standes der Kenntnisse in Industrie und Forschung ermöglicht es den Untersuchungsbedarf einzugrenzen und die Einflussgrößen von Schweißnähten durch geometrische und metallurgischen Kerben auf das Festigkeitsverhalten darzustellen. Darauf aufbauend kann dann die funktionale Werkstoffauswahl und die Schweißzusatzmodifikation durchgeführt werden. Hierzu wird zunächst aus der ausgewählten Anwendung der Stahlkonstruktionen in der Agrartechnik die Grundwerkstoffgruppe und eine typische Nahtform abgeleitet. Aus der Nahtform und den in der Literatur bestehenden Berechnungsvarianten für zyklisch belastete Bauteile werden dann zwei Probenformen abgeleitet. Des Weiteren kann aus dem Stand der Kenntnisse eine Modifikationsvariante für Zusatzwerkstoffe abgeleitet werden, die eine Erhöhung der Festigkeit erwarten lässt.

2.1 Anforderungen an geschweißte Rahmenkonstruktionen in der Forst- und Agrartechnik

Die typischen Anwendungen in der Forst- und Agrartechnik sind das Ziehen und/ oder das Tragen von Lasten, Abbildung 4. Zusätzlich werden über den Untergrund verschiedenste Belastungen hinzugefügt.

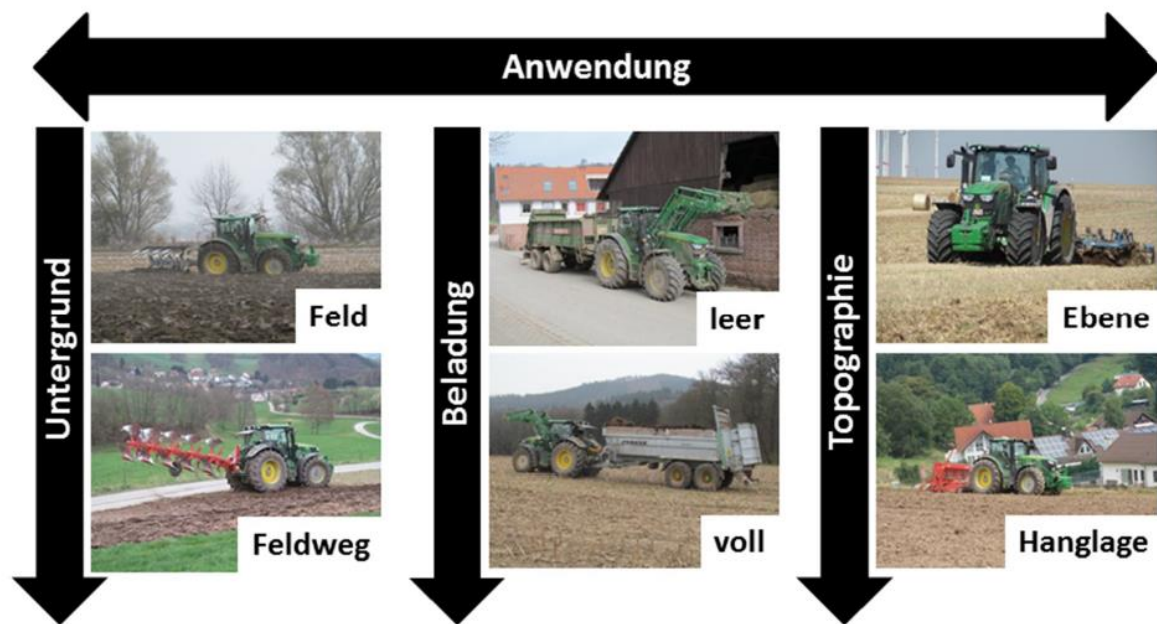


Abbildung 4: Auswahl traktorspezifischer Lastfälle im Faktormodell, [19]

Grundlegend können aus den in Abbildung 4 von der Seite dargestellten Lastfällen für eine Zugmaschine auf die schematischen Belastungsfälle für Rahmenkonstruktionen in der Agrarwirtschaft Rückschlüsse gezogen werden. Dies ist zum einen der Transport- und zum anderen der Arbeitsfall.

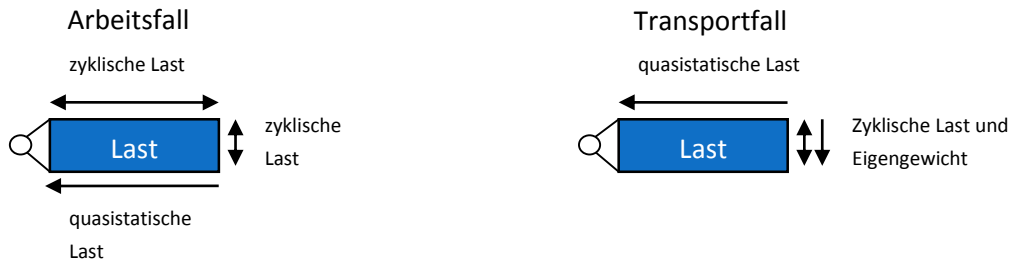


Abbildung 5: Darstellung der typischen Belastungen in der Forst- und Agrartechnik: Arbeitsfall (links), Transportfall (rechts)

Abbildung 5 zeigt die zwei typischerweise auftretenden Lastfälle schematisch. Der erste Fall ist der Arbeitsfall. Eine Last, zumeist ein Bodenbearbeitungsgerät, wird über unebenen Boden gezogen. Dabei treten neben der eigentlichen Zugkraft, die als konstant angesehen werden kann, zyklische Lasten parallel zur statischen Last durch verschiedene bodenseitige Hindernisse - Steine im Erdreich oder Bodenwellen - auf. Die gleichen Hindernisse sorgen für zusätzliche Belastungen senkrecht zur statischen Last. In Abhängigkeit der Geschwindigkeit und der Hindernisgröße können diese Lasten auch als dynamisch schlagartig angesehen werden.

Im Transportfall fällt die statische Zugkraft sehr viel kleiner aus. Die dazu parallele zyklische Last entfällt. Die Belastungen senkrecht zur Zugrichtung bleiben jedoch bestehen. Hinzu kommt ein quasistatischer Anteil in Form des Eigengewichtes der Lasten, sofern die Bearbeitungsgeräte aus dem Boden gehoben werden.

Daraus lassen sich die Anforderungen an Rahmenstrukturen für die Forst- und Agrartechnik auf zyklische Belastungen in diversen Spannungsbereichen und Spannungsverhältnissen reduzieren. Diese zyklischen Lasten werden in nahezu allen Fällen durch quasistatische Lasten überlagert. Daraus ergibt sich die Anforderung, dass bei der Analyse der Ermüdungsfestigkeit der betrachteten Schweißverbindungen primär Zugschwellbelastungen berücksichtigt werden sollten.

Zudem müssen bei der Bodenbearbeitung stoßartige Lasten in die Betrachtung mit einfließen. Daher ist die Erhöhung der Schweißverbindungen gegenüber dynamisch schlagartigen Belastungen von entscheidender Bedeutung.

Neben dieser schematischen Analyse müssen auch die Anforderungen der Nutzer der Rahmenstrukturen in der Forst- und Agrartechnik berücksichtigt werden. Diese lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Lange Lebensdauer
- Wartungsfreiheit
- Überlasttoleranz
- Reparatur durch nicht zertifizierte Schweißer mit Standardzusatzwerkstoffen
- Vorwarnung bei der Schadensbildung

Aus den dargestellten Belastungen und Anforderungen ergibt sich, dass die Schweißverbindungen an Rahmenkonstruktionen aus höchstfesten Stählen unter quasistatischer, zyklischer und dynamisch

schlagartiger Last ausreichend Festigkeit aufweisen müssen, um für den Betrieb geeignet zu sein. Um dies für zyklische Belastungen gewährleisten zu können, kann eine betriebsfeste Auslegung dieser Konstruktionen erfolgen. Für quasistatische und dynamische Lasten kann ein Festigkeitsnachweis, z.B. entsprechend der FKM-Richtlinie erfolgen. Aufgrund der dargestellten Anwendungen liegt das Hauptaugenmerk bei der gewählten Beispielanwendung in der Agrar- und Forsttechnik bei zyklischen Belastungen.

2.2 Vorgehen bei der betriebsfesten Auslegung von Bauteilen

Das grundsätzliche Vorgehen bei der betriebsfesten Auslegung von Bauteilen entspricht dem in Abbildung 6 dargestellten Schema.

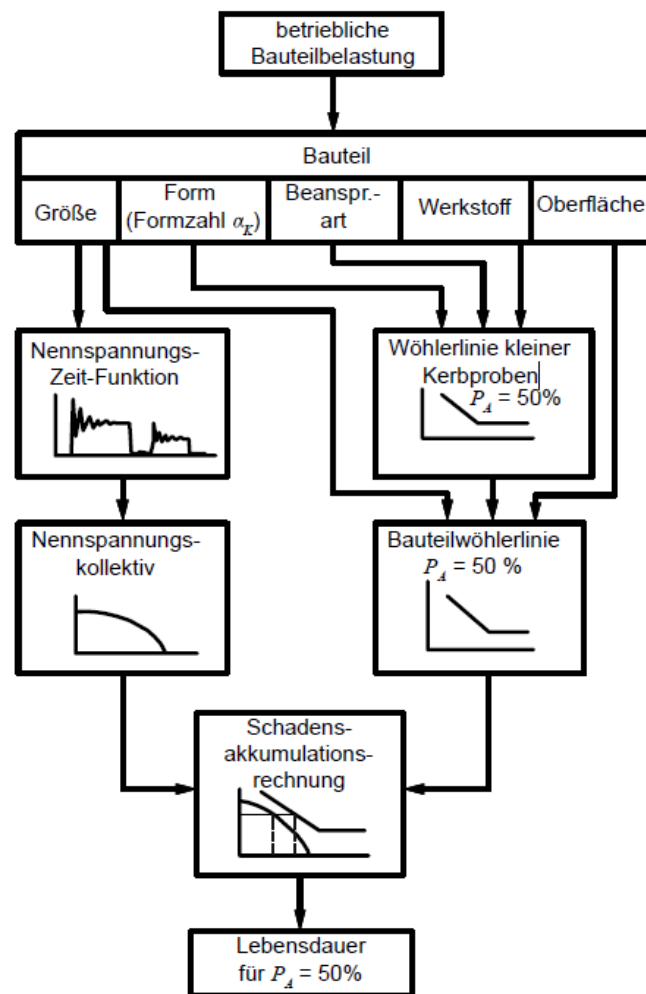


Abbildung 6: Vorgehen bei der Lebensdauerberechnung in der Konstruktion von Bauteilen, [20]

Dabei wird aus der bekannten betrieblichen Bauteilbelastung und der Geometrie des Bauteils eine Belastungszeitfunktion und daraus ein Nennspannungskollektiv gebildet und dies mit Bauteilwöhlerlinien über eine Schadensakkumulationsrechnung verglichen um die Lebensdauererwartung abschätzen zu können. Die Bauteilwöhlerlinien werden dabei aus Wöhlerkurven von Kleinproben mit definierter Geometrie errechnet, [20].

Es zeigt sich, dass unterschiedliche Lastbereiche unterschiedliches Verhalten aufweisen und somit mit verschiedenen Verfahren bestimmt werden müssen. Abbildung 7 zeigt dies anschaulich. Im Bereich der Kurzzeitfestigkeit unter 5000 Lastwechseln dominiert der plastische Verformungsanteil.

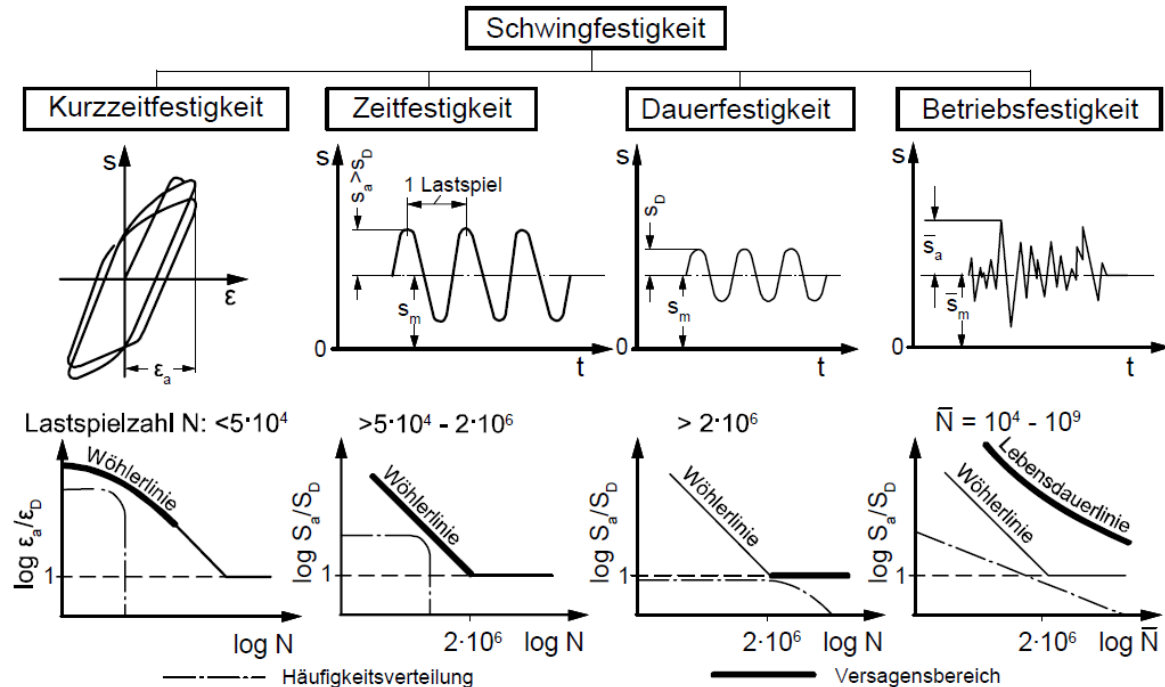


Abbildung 7: Gliederung der Schwingfestigkeit [21]

Daher wird der Kurzzeitfestigkeitsbereich der Wöhlerlinie durch dehnungsgeregelte Versuche ermittelt. Im Bereich der Zeitfestigkeitsgerade bis zur technischen Dauerfestigkeit werden sowohl elastische als auch plastisches Dehnungsverhalten durch die aufgebrachte Belastung provoziert. Hier werden spannungsgeregelte Wöhlerversuche nach DIN 50100 durchgeführt. Auch im Bereich der Dauerfestigkeit werden Versuche mit konstanter Lastamplitude durchgeführt, um die Lebensdauer bei sehr hohen Lastspielzahlen vorhersagen zu können. Bei der Betriebsfestigkeit wird nun entsprechend eines vorher festgelegten Lastkollektives - zum Teil auch standardisierte Lastkollektive für unterschiedliche Anwendungen, [22] - die zu erwartende Lebensdauer des Bauteils errechnet.

Für verschiedene Bauteile und Belastungsarten wurden in unterschiedlichen Arbeiten verschiedene Lastkollektive für Belastungen in der Agrarwirtschaft aufgenommen, [19], [23]. Abbildung 8 zeigt ein Lastkollektiv für eine angetriebene Hinterachse eines Ackerschleppers.

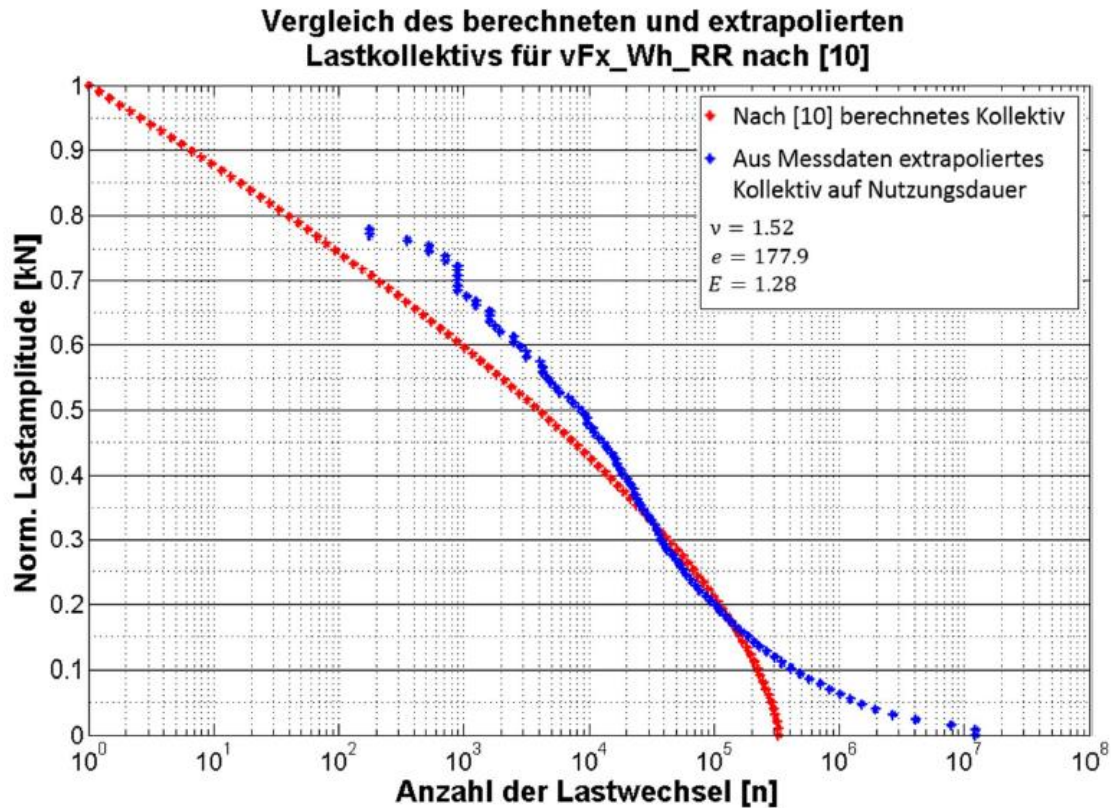


Abbildung 8: Lastkollektiv und Messdaten für eine belastete Achse eines Ackerschleppers, [19]¹

In diesem Lastkollektiv zeigt sich, dass der Großteil der Belastungen im unteren Lastniveau zu erwarten ist. Auf dieser Basis können die Anforderungen an die Schweißverbindungen und an die Werkstoffe definiert werden.

¹ Die aufgeführte Zitierung in der Abbildung:

M. Köhler, S. Jenne, K. Pötter, H. Zenner. Zählverfahren und Lastannahme in der Betriebsfestigkeit, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2012

2.3 Anforderungen an die Schweißverbindung und Werkstoffe

Aus den dargestellten Anforderungen aus der Anwendung im Umfeld der Agrar- und Forsttechnik und dem Vorgehen zur betriebsfesten Auslegung von Bauteilen ergeben sich nun die Anforderungen an die genutzten Schweißverbindungen und Werkstoffe. Dies sind im Einzelnen:

- **Lange Lebensdauer unter zyklischer Last**
Durch die deutlich ausgeprägten zyklischen Belastungen, die für Bauteile in der Agrartechnik ermittelt wurden, sollte eine betriebsfeste bzw. eine Auslegung hinsichtlich der technischen Dauerfestigkeit erfolgen.
- **Hohe technische Dauerfestigkeit**
Die erstellten Schweißverbindungen müssen über eine hohe technische Dauerfestigkeit verfügen, so dass bei der Berechnung der Betriebsfestigkeit die häufig auftretenden Lastwechsel mit niedrigen Lasten möglichst wenig zur Schädigung beitragen.
- **Überlasttoleranz**
Aufgrund von Bodenbearbeitungsvorgängen können schlagartige Lasten und auch schlagartig auftretende Überlasten nicht ausgeschlossen werden. Somit ist auch hier eine entsprechende Festigkeit von essentieller Bedeutung für einen ausdauernden Betrieb.
- **Sehr gute Schweißbarkeit**
Die genutzten Grundwerkstoffe sollten gut schweißbar sein, da die Fertigung der Rahmenkonstruktionen derzeit manuell oder teilautomatisiert durchgeführt wird. Zudem ist eine Reparatur von nicht ausgebildetem Personal mit nicht adäquatem Schweißzusatz zu erwarten. Auch diese Verbindungen sollten herstellbar sein.
- **Vorwarnung bei der Schadensbildung**
Zudem sollten die genutzten Werkstoffe ein zähes Verhalten aufweisen, so dass im Schadensfall ein Risswachstum vom Bedienungspersonal detektiert werden kann. Zudem sollten die Schäden nicht spontan auftreten, sondern sich über plastische Verformungen und Risse zunächst bemerkbar machen. Dies heißt, dass die auszuwählenden Werkstoffe sowohl im geschweißten als auch im unverarbeiteten Zustand eine ausreichende Zähigkeit aufweisen müssen.

Aus diesen Anforderungen an den Werkstoff im ungeschweißten und geschweißten Zustand und den nachfolgend dargestellten Anforderungen aus der Konstruktion von forst- und agrarwirtschaftlichen Maschinen lässt sich dann ein Modellbauteil ableiten aus dem Kleinprobenformen zur Eigenschaftsbestimmung der Schweißverbindung generiert werden.

An diesem Modellbauteil kann im Anschluss die funktionale Werkstoffauswahl und Ausführung der Schweißnähte unter Nutzung von modifizierten Schweißzusatzwerkstoffen durchgeführt werden. Im Vergleich zu einem konventionell gefertigten Modellbauteil können dann die Eigenschaften der verschiedenen Werkstoffe und den modifizierten Schweißnähten hinsichtlich der Festigkeitseigenschaften eingeordnet und bewertet werden.

Aus der Einordnung der Festigkeit der Verbindung unter unterschiedlichen Lastarten kann dann auf die erreichbare Gewichtsreduktion geschlossen werden.

2.4 Gestaltung von Schweißkonstruktionen für Forst- und Agrarwirtschaft

Wie in Abbildung 9 zu sehen ist, setzen sich die Rahmenkonstruktionen für Bearbeitungsgeräte zumeist aus verschiedensten Form- und Hohlprofilen zusammen. Hinzu kommen verschiedene Flansche, die die eigentlichen Bodenbearbeitungswerkzeuge tragen. Besonders deutlich zeigt sich diese konstruktive Bauweise bei Grubber, Tiefenlockerer und Saatbettkombination.

Primäre Bodenbearbeitung



Pflug



Grubber



Tiefenlockerer



Scheibenegge

Sekundäre Bodenbearbeitung



Egge



Kreiselegge



Scheibenegge



Saatbettkombination

Abbildung 9: Verschiedene Bodenbearbeitungsgeräte für die Agrarwirtschaft, [19]

Aus den dargestellten derzeit im Einsatz befindlichen Konstruktionen und der gängigen Literatur, u.a. [21], [24], ist es weiterhin ersichtlich, dass Kerben einen außerordentlich großen Einfluss auf die zyklische Festigkeit sowie auch auf das Festigkeits- und Verformungsverhalten und quasistatischen und schlagartig-dynamischen Lasten ausüben. Da die Kerben einen signifikanten Einfluss auf die Eigenschaften von Schweißverbindungen ausüben ist eine nähere Betrachtung ihrer Auswirkungen nachfolgend angeraten.

2.5 Einfluss von Kerben auf die Bauteilfestigkeit

Eine Kerbe im Umfeld des Stahlbaus kann sowohl geometrischer als metallurgischer Natur sein. Sie ist immer mit einer Änderung der mechanischen Eigenschaften im Fall der metallurgischen oder mit einer lokalen Spannungskonzentration im Fall der geometrischen Kerbe in ihrer Umgebung verknüpft.

Im Allgemeinen kann davon ausgegangen werden, dass es in der Umgebung einer Kerbe durch deren Einfluss lokale Spannungsspitzen auftreten. Diese Überhöhung der Spannung an der Kerbe ist von ihrer geometrischen Ausprägung abhängig bzw. von ihrem Verformungsverhalten.

Für die Beschreibung der Auswirkungen von Kerben auf den Spannungszustand, wurden für verschiedene Lastarten unterschiedliche Faktoren zur Beschreibung der Spannungserhöhung in den Stand der Technik eingeführt. Diese ermöglichen eine einfache Berechnung der auftretenden Spannungsüberhöhung.

Jedoch ist dabei zwischen geometrischen und metallurgischen Kerben zu unterscheiden. Metallurgische Kerben zeichnen sich durch eine Änderung des Gefüges aus. Diese Änderung der Mikrostruktur geht zumeist mit einer Änderung der mechanischen Eigenschaften einher. Da metallurgische Kerben im industriellen Umfeld selten ohne eine korrespondierende geometrische Kerbe auftreten werden diese bei der Berücksichtigung zusammengefasst und ein gemeinsamer Einflussfaktor gebildet. Diese gemeinsamen Einflussfaktoren zeigen sich für Schweißkonstruktionen unter zyklischer Last in der gängigen Normung, [25].

Nachfolgend werden die Einflüsse von geometrischen als auch metallurgischen Kerben unter unterschiedlichen Lastarten auf die Festigkeiten von Bauteilen dargestellt. Dabei wird der Fokus auf dem derzeitigen Stand der Forschung gelegt.

2.5.1 Einfluss von Kerben bei quasistatischen Belastungen

Im Bereich der quasistatischen Last wird der eingeführte Faktor als Formzahl bezeichnet und setzt die höchste in der Kerbe auftretende Spannung ins Verhältnis zur Nennspannung, Formel 3-3.1.

$$\alpha_K = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_N} \quad (3-3.1)$$

Wie in Abbildung 10 deutlich zu erkennen ist, wird durch das Vorhandensein von Kerben ein Einfluss auf verschiedene Werkstoffkennwerte aus dem Zugversuch ausgeübt.

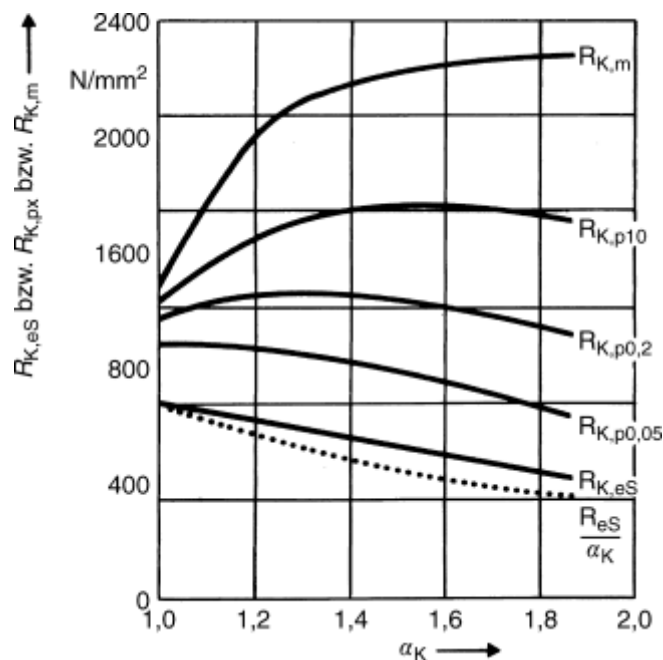


Abbildung 10: Experimentell ermittelte Kerbdehngrenzen und Kerbzugfestigkeiten in Abhängigkeit von der Formzahl aus 32NiCrMo14-5 , [26]

Es zeigt sich, dass bei ansteigender Formzahl einige der Kennwerte aus dem Zugversuch absinken und andere deutlich ansteigen. Es zeigt sich, dass die maximale Zugfestigkeit deutlich ansteigt jedoch nimmt die Streckgrenze durch die Kerbwirkung deutlich ab. So kann von einer Stützwirkung im Bereich der Zugfestigkeit ausgegangen werden.

Das integrale Dehnungsverhalten von Bauteilen in der Umgebung von Kerben wird jedoch nachteilig beeinflusst, so dass davon auszugehen ist, dass kerbbehafte Bauteile geringere integrale Dehnung ertragen können als ungekerbte Bauteile, da im Kerbgrund, bei Belastung, frühzeitig und bei kleinen Lasten, auf Grund der Spannungsüberhöhung, plastische Verformungen auftreten, [27].

Im Allgemeinen ist davon auszugehen, dass ein geringerer Kerbradius vorzuziehen ist. Da die Betrachtung von Kerben in der Forschung ausführlich beschrieben wurde, u.a. [28], wird auf eine ausführliche Darstellung an dieser Stelle verzichtet.

2.5.2 Einfluss von Kerben bei zyklischer Belastung

Die Spannungskonzentration, die durch eine Kerbe ausgelöst wird, hat auch bei zyklischer Belastung einen signifikanten Einfluss auf das Werkstoffverhalten. Im Allgemeinen sinkt durch die Kerbe die Ermüdungsfestigkeit eines Bauteils deutlich ab. Abbildung 11 zeigt die Dauerfestigkeit verschiedener Stähle in Abhängigkeit von deren Dehngrenze und in Abhängigkeit der Kerbformzahl K_t .

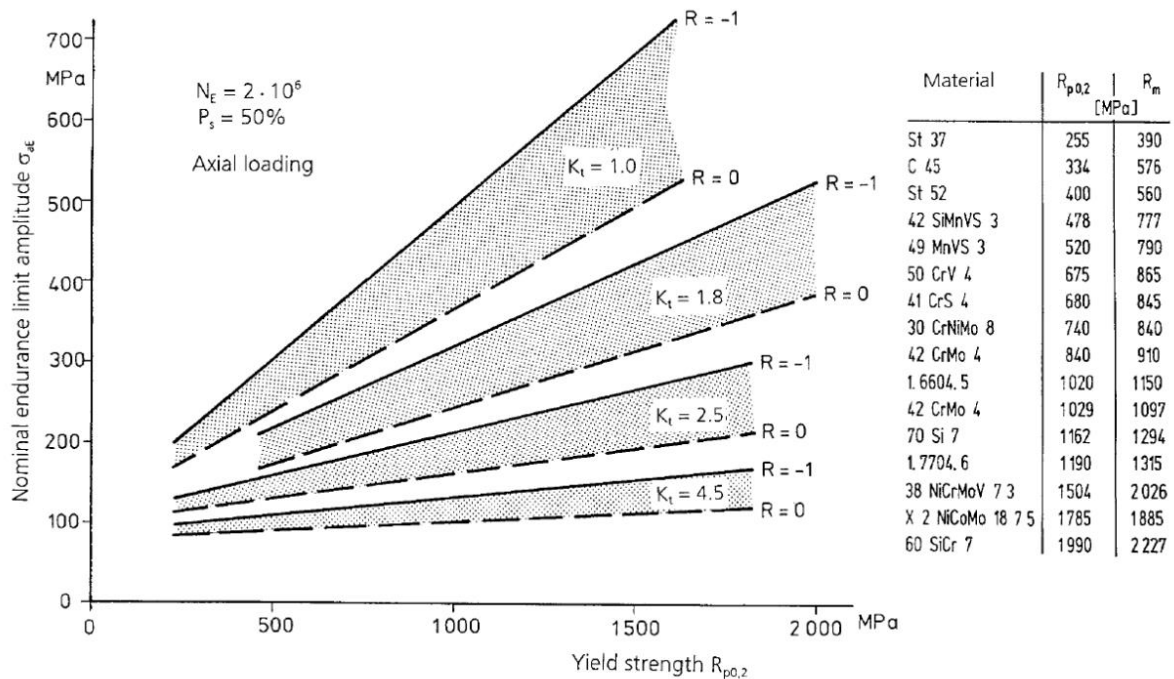


Abbildung 11: Ertragbare Lasten in Abhängigkeit der Dehngrenze (verschiedene Materialien), [22]

Deutlich ist die Minderung der technischen Dauerfestigkeit bei 2.000.000 Lastwechseln durch einen steigenden Kerbfaktor zu erkennen. Bei Kerben mit einer hohen Formzahl zeigt sich, dass die Nutzung von höherfesten Werkstoffen nur einen minimalen Anstieg der technischen Dauerfestigkeit zur Folge hat. Dieses Verhalten spiegelt sich auch in dem derzeit gängigen Verfahren zur Auslegung von geschweißten Stahlkonstruktionen wieder.

2.5.2.1 Vorgehen bei der Auslegung von zyklisch belasteten gekerbten Bauteilen derzeit

Derzeit wird davon ausgegangen dass die Ermüdungsfestigkeit von Schweißverbindungen unabhängig von der Festigkeit des Grundwerkstoffes ist, [24]. Jedoch gibt es Bestrebungen in der internationalen Normung, die zyklische Festigkeit entsprechend der Grundwerkstofffestigkeit zu behandeln. Weiterhin wurden Diskrepanzen zwischen der Normung und Versuchsergebnissen für bestimmte Werkstoffgruppen nachgewiesen und es wurde angeregt, diese in die Normung zu übertragen, [29], [30].

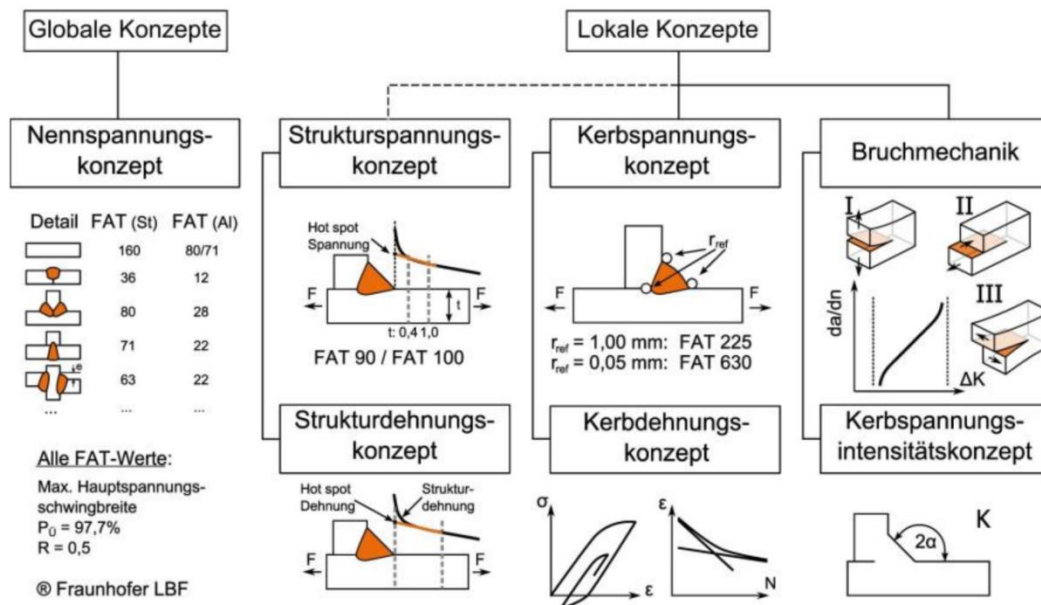


Abbildung 12: Bemessungskonzepte für Schweißverbindungen, [31]

Zudem finden derzeit unterschiedliche Bewertungskriterien und Auslegungskonzepte bei der Beurteilung von Schweißkonstruktionen Anwendung, Abbildung 12. Dabei werden grundsätzlich zwei unterschiedliche Konzeptgruppen verfolgt, zum einen globales Konzept unter Berücksichtigung der Nennspannung und zum anderen lokale Konzepte unter Berücksichtigung der Strukturspannung, der Kerbspannung oder der Bruchmechanik, [31], [32].

Die zyklische Festigkeit oder auch Schwingfestigkeit wird in der internationalen Normung durch die Betrachtung von Wöhlerkurven durchgeführt. Es wurden zur einfachen Betrachtung verschiedener Lastfälle unterschiedliche Standard-Wöhlerkurven definiert und mit einer Kennzahl zur Identifikation, der FAT-Klasse², versehen, Abbildung 13.

² Die FAT-Klasse gibt den Wert der Wöhlerkurve für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 95% und einem Konfidenzintervall von 75% bei Überschreiten der 2.000.000 Lastwechsel an.

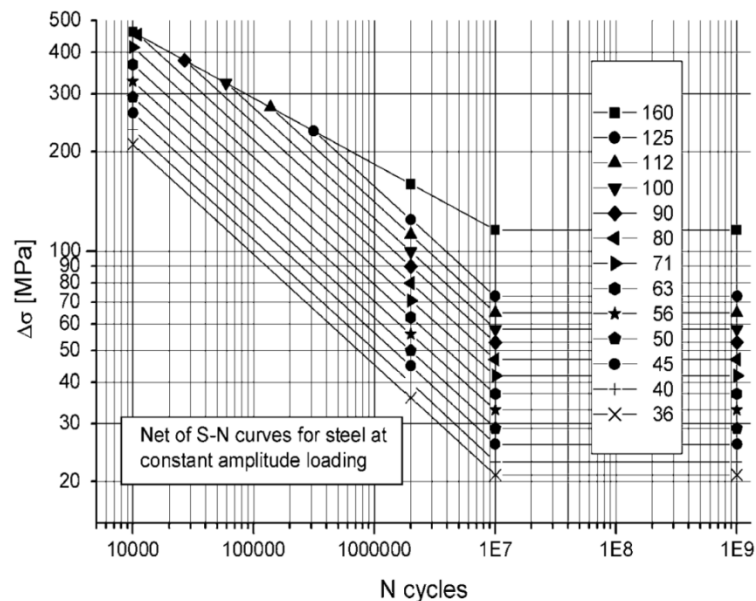


Abbildung 13: Wöhlerkurven für Stahl unter Normalspannung nach IIW-Richtlinie, [33]

Bei Nutzung des Nennspannungskonzeptes werden unterschiedlichen Lastfälle entsprechenden Wöhlerkurve zugeordnet. So wird in der DIN EN 1993-3-1-9 „Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten - Ermüdung“ für unbelastete Kehlnähte unter Zug bzw. Biegung bei Berücksichtigung der Struktur- also Kerbspannung die Wöhlerkurve mit einer FAT-Klasse von FAT 100 zur Auslegung von Stahlkonstruktionen angegeben, Abbildung 14.

100	③	Nähten.	– Für Exzentrizitäten siehe Anmerkung 1 unten.
100	④	4) Unbelastete Kehlnähte.	4) Anstellwinkel $\leq 60^\circ$, siehe auch Anmerkung 2.
		5) Enden von Anschlussblechen und	5) Anstellwinkel $\leq 60^\circ$, siehe auch Anmerkung 2

Abbildung 14: Auszug DIN EN 1993-1-9 Anhang B Ermüdungsfestigkeit bei Verwendung von Struktur- bzw. Kerbspannungen, [25]

Bei Nutzung des Strukturspannungskonzeptes wird die auf den Schweißnahtbereich extrapolierte Oberflächenspannung als Strukturspannung verwendet, dadurch reduziert sich die Anzahl der Wöhlerkurven auf zwei, [31], [34]. Jedoch werden auch andere Einteilungen dieser Belastungsart aufgrund der Strukturspannungen (oder auch Hot-Spot-Stress kurz: HSS) gefordert. So wird zum Beispiel von Zhi-Gang Xiao et. al. eine wesentlich höhere Einstufung für biegebelastete Kehlnähte empfohlen als die DIN EN 1993-1-9 vorsieht, [35]. Die Einstufung von Xiao erfolgt nach JSSC-Standard (Japanese Society of Steel Construction) und sieht FAT-Klassen von vergleichbar zu FAT 115 bis FAT 190 vor.

Bei Nutzung des Kerbspannungskonzeptes kann der Nahtübergangsbereich unabhängig von der Komplexität der Schweißnahtgeometrie beurteilt werden. Dabei werden die für das Versagen kritischen Übergänge mit einem Radius von $r = 1\text{mm}$ verrundet und die Kerbspannung in diesem

Bereich berechnet. Dabei wird eine FAT-Klasse von FAT 225 als Bezugsmaß herangezogen. Für andere Übergangsradien gelten andere Bezugswöhlerlinien, [31], [34].

Weiterhin kann die zyklische Festigkeit einer Schweißverbindung auch über die internationale Normung hinaus durch verschiedene Bemessungsmethoden verifiziert werden. Zu diesen Bemessungsmethoden zählt unter anderen auch die Bemessung entsprechend der Bruchmechanik, [31], [34].

2.5.2.2 Maßnahmen zur Erhöhung der Festigkeit unter zyklischer Last

Die Beeinflussung der zyklischen Festigkeit durch Veränderungen der Mikrostruktur und durch verschiedene Schweißprozesse betrifft alle schweißbaren Materialien. Neben der Mikrostruktur können konstruktive Maßnahmen zu einer deutlichen Verbesserung der zyklischen Festigkeit beitragen.

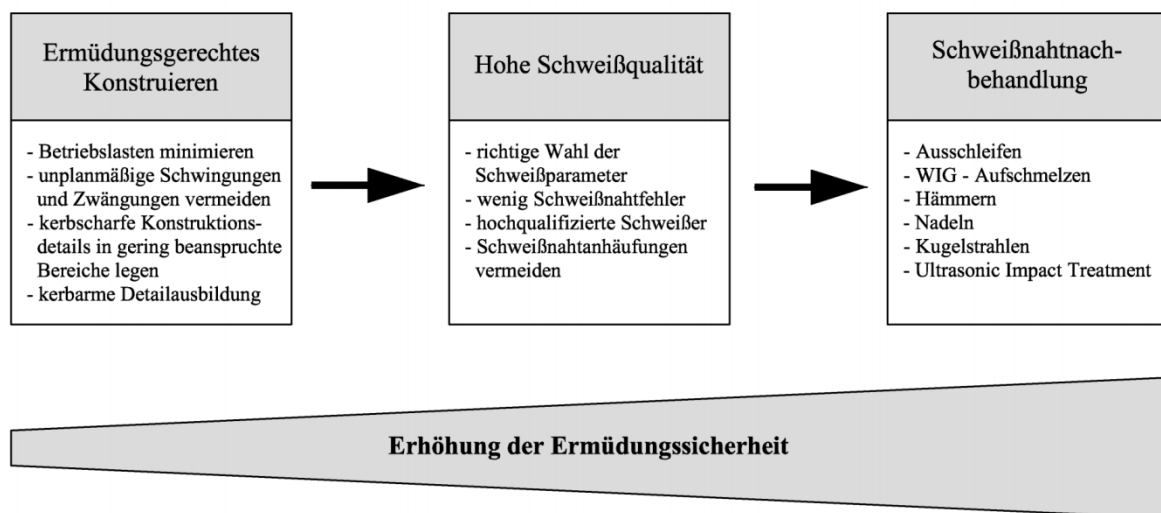


Abbildung 15: Maßnahmen zur Erhöhung der Schwingfestigkeit, [24]

Weiterhin müssen die schweißtechnischen Rahmenbedingungen hinsichtlich Schweißnahtqualität und Schweißeigenspannungen sowie mechanische und/oder thermische Nachbehandlungen mit in die Betrachtungen zur zyklischen Festigkeit von Schweißverbindungen mit aufgenommen werden. Abbildung 15 zeigt die Erhöhung der Schwingfestigkeit von Schweißverbindung in Abhängigkeit von verschiedenen Maßnahmen schematisch.

Nachfolgend werden die Aspekte der Stützwirkungen durch höherfeste Bereiche in der Umgebung einer Schweißnaht herausgegriffen und ein Überblick über den bisherigen Stand der Erkenntnisse in der Forschung gegeben.

2.5.3 Stützwirkung in der Umgebung von Kerben und Schweißnähten

Die Festigkeit einer Schweißverbindung kann unter Umständen nicht nur von der Festigkeit in der WEZ abhängen, sondern auch von dem die WEZ umgebenden Material. Dies sind typischerweise auf der einen Seite der unbeeinflusste Grundwerkstoff und auf der anderen Seite das Schweißgut. Grundsätzlich können bei zyklischer Belastung zwei unterschiedliche Arten von Stützwirkungen unterschieden werden. Dies ist zum einen die im Bereich der Dauerfestigkeit auftretende Mikrostützwirkung und zum anderen die Makrostützwirkung im Bereich der Zeit- bzw. Kurzzeitfestigkeit bei zyklischer Belastung, [34], [36], [37]. Die "weitgehend elastische Mikrostützwirkung kann aus der Kristallstruktur und der Fehlstellenpopulation erklärt werden. Die bei Zeit- und Kurzzeitfestigkeit wesentliche elastisch-plastische Makrostützwirkung beruht auf dem Kerbspannungsabbau durch „lokales Fließen“, [37].

Das bekannteste Verfahren zur Beurteilung der Kerbempfindlichkeit von Siebel et. al. [38], [39] geht davon aus, dass die versagenskritische Spannung über eine bestimmte Dicke einer Gleitschicht überschritten werden muss, bevor eine Schädigung eintritt. Diese Gleitschichtdicke ist dabei vom Werkstoff abhängig und entspricht in etwa dem mittleren Korndurchmesser, [40]. Weiterhin kann die Stützwirkung für verschiedene Werkstoffe unter Zuhilfenahme einer Kennziffer bei der Berechnung der effektiv wirksamen Spannungsverteilung aus der theoretischen Spannungsverteilung an einer Kerbe berücksichtigt werden, [40].

$$K_f = \frac{K_t}{n_\chi} \quad (2-6)$$

Dabei ist K_f die effektive Kerbwirkungszahl und K_t die theoretische Kerbwirkungszahl sowie n_χ die dynamische oder zyklische Stützziffer.

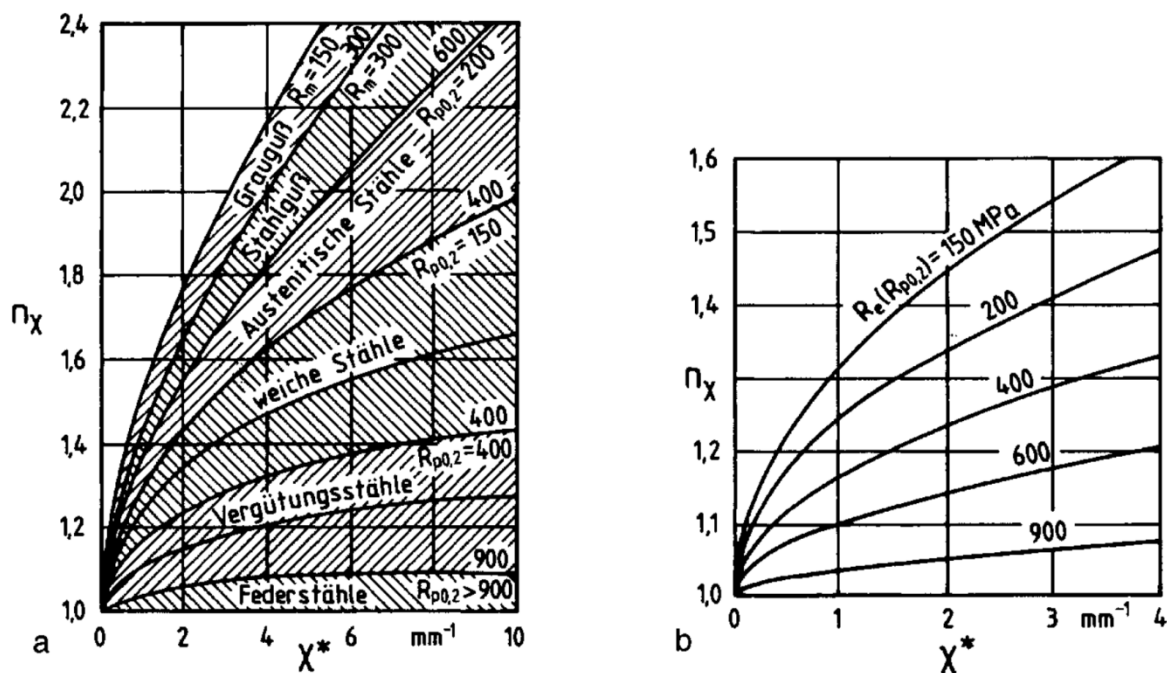


Abbildung 16: zyklische Stützziffer in Abhängigkeit von Spannungsgradienten a Eisenwerkstoffe b Stähle, [40]

n_χ ist dabei vom Grundwerkstoff und dem Spannungsgradienten χ im Kerbgrund abhängig. Für ausgewählte Werkstoffe wurde die zyklische Stützziffer berechnet, [40]. Abbildung 16.

2.6 Kerben bei dynamisch-schlagartiger Belastung

Der Einfluss von Kerben unter dynamisch schlagartiger Last lässt sich derzeit aus dem Stand der Kenntnisse für Schweißverbindungen nur unzureichend ermitteln. Es wird jedoch vermutet, dass die Auswirkung von geometrischen Kerben bei schlagartig dynamischen Belastungen deutlich ausgeprägter ist als bei den bereits vorgestellten Belastungsarten, [41]. Diese Annahme wird bei der Zielstellungsentwicklung berücksichtigt.

2.7 Abgeleitete Zielsetzungen aus der Betrachtung von geometrischen Kerben

Aus den beschriebenen Auswirkungen von Kerben auf die drei Belastungsarten – quasistatisch, zyklisch und dynamisch schlagartig – kann nun die Zielsetzung bei der Umsetzung höherer Festigkeiten von Schweißnähten bei stählernen Rahmenkonstruktionen abgeleitet werden. Es zeigt sich, dass sowohl bei quasistatischen, zyklischen und schlagartig dynamischen Lasten eine Minderung der Kerbwirkung zu einer Erhöhung der Festigkeit führt. Daher ist eine Zielsetzung für die Erhöhung der Festigkeit von Schweißverbindungen höherfester Stähle, die Minderung der Kerbwirkung durch verschiedene Methoden:

1. Erhöhung der Lebensdauer durch Ausrunden des Übergangsradius
Das Ausrunden der Kerben am Übergang zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht führt zu einer Reduktion der lokalen Spannungsüberhöhung im Kerbgrund und somit steigen die ertragbaren Lasten der Verbindung im gleichen Maße an.
2. Erhöhung der Lebensdauer durch das Ermöglichen von lokalem plastischem fließen
Wird in einer Kerbe am Kerbgrund lokal die Streckgrenze eines Werkstoffes überschritten verformt sich dieser und passt sich den herrschenden Spannungsverhältnissen an und mindert somit die auftretenden Kerbspannungen. Die Minderung der Kerbspannung führt somit zu einer Steigerung der Ermüdungsfestigkeit. Um dieses Verhalten zu fördern, ist es daher von entscheidender Bedeutung, dass die Streckgrenze des Werkstoffes am Kerbgrund möglichst niedrig ist, der Werkstoff im Allgemeinen aber eine relativ hohe technische Dauerfestigkeit aufweist. Dies bedeutet im Fall von Stählen für Rahmenkonstruktionen, dass die Streckgrenze im Kerbgrund vergleichbar mit dem Grundwerkstoff sein sollte und aufgrund der gewünschten quasistatischen Festigkeit auch nicht geringer ausfallen sollte.

2.8 Auswirkung metallurgischer Kerben

Als metallurgische Kerbe wird eine lokale Änderung des Gefüges des Werkstoffes gesehen. Dabei kann die metallurgische Kerbe durch unterschiedliche Mechanismen ausgelöst werden. Zum einen, und für diese Arbeit am wichtigsten, ist der Einfluss von Wärme, wie sie zum Beispiel durch einen Schweißprozess in dem Werkstoff eingebracht wird, u.a. [42] und zum anderen aus der Herstellung bedingte lokale Eigenschaftsunterschiede oder Fehlstellen im Werkstoff, z.B. Seigerungen, [43]. Einen Überblick über die möglichen Ursachen metallurgischer Kerben ist nachfolgend aufgeführt, vgl. u.a. [44], [45]:

➤ Wärme

Nahezu alle metallischen Werkstoffe neigen dazu, ihre mechanischen Eigenschaften unter Temperatureinwirkung zu ändern. Dabei treten in Abhängigkeit von unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen divergierende Effekte auf. Diese lassen sich grundlegend in drei Kategorien einordnen:

1. Werkstoffe mit temperaturbedingter Phasenumwandlung

Bei Werkstoffen, die entsprechend ihrer chemischen Zusammensetzung bei der Erwärmung und Abkühlung eine Phasenumwandlung durchlaufen, wie zum Beispiel ferritische Stähle, können je nach Spitztemperatur und Abkühlgeschwindigkeit verschiedene Gefügemorphologien eingestellt werden. Diese haben unterschiedliche Eigenschaften. Es können dabei unterschiedlichste Zustände voneinander unterschieden werden, so z.B. grobkörniges Gefüge, feinkörniges Gefüge oder auch Eigenspannungsarmes Gefüge.

2. Werkstoffe ohne temperaturbedingte Phasenumwandlung

Ohne temperaturbedingte Phasenumwandlung treten in diesen Werkstoffen zumeist nur spannungsarmes oder grobkörniges Gefüge nach dem Durchlaufen eines Temperaturzyklusses auf.

3. Werkstoffe mit Ausscheidungsbildung

Unter Temperatur- und längeren Haltezeiten bei erhöhten Temperaturen scheiden sich aus übersättigten Mischkristallen, die überschüssigen Elemente im Kristallgitter aus. Diese Ausscheidungen sind je nach Typus (kohärente, teilkohärente und nicht kohärente) unterschiedlich stark an die sie umgebende Matrix angebunden. Sowohl durch die Entmischung der Legierungssysteme als auch die Ausscheidungen selbst können als metallurgische Kerben angesehen werden, [44].

➤ Seigerungen

Durch lokale Entmischungseffekte, auch Seigerungen genannt, und Löslichkeitsgrenzen bestimmter Elemente in einigen Metallgitterkonfigurationen, können innerhalb eines Werkstoffes unterschiedliche mechanische Eigenschaften und Gefügemorphologien auftreten. Insbesondere die lokal divergierenden mechanischen Eigenschaften sind jedoch in nahezu allen Bauteilen und Werkstoffen unerwünscht, [44].

➤ Verformungsinduzierte Rekristallisation

Das Umformen von Werkstücken bedingt in Kombination mit den Werkstoffeigenschaften das Auftreten von Gefüge- und Eigenschaftsveränderungen durch lokale oder globale

Rekristallisation. Durch das Umformen wird zumeist ein feinkörniges und unter Umständen stark verspanntes Gefüge erzeugt, [26].

➤ Alterung

Die Alterung stellt unter den Wärmebehandlungen eine Besonderheit dar, da sie zum Ziel hat werkstoffliche Vorgänge zu erzeugen, die im Normalfall unerwünscht sind, siehe Seigerungen. Bei der Alterung von Werkstoffen, sei sie ein natürlicher Vorgang oder ein gewollter technischer Prozess, diffundieren über die Zeit einige gelöste Elemente der Legierung an Metallgitterfehler und scheiden sich dort aus. Diese Ausscheidungen können dabei als reines Element vorliegen oder als Verbindung mit anderen Elementen, wie zum Beispiel als Karbid. Die Alterung von Werkstoffen benötigt für ihr Ablaufen zwei zentrale Randbedingungen. Der primäre Faktor für eine werkstoffliche Alterung ist Zeit. Der korrespondierende Faktor ist Temperatur, deren Funktion ist im Abschnitt Diffusionsglühen schon beschrieben worden. Beide Faktoren können gegeneinander ausgetauscht werden, so dass erhöhte Temperaturen zu einer kürzeren Alterungsdauer beitragen, vgl., [46].

Als Voraussetzung für das Auftreten von Alterungsvorgängen gilt die vollständige Löslichkeit der beteiligten Elemente ineinander im flüssigen Zustand und die teilweise oder vollständige Unlöslichkeit der Legierungselemente in der Matrix im festen Zustand.

Da dieser Prozess zumeist in aushärtbaren Aluminiumlegierung zur Anwendung kommt, wird er nachfolgend im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter betrachtet.

Nachfolgend werden die Vorgänge in der Umgebung von Schweißnähten dargestellt, da das Ziel der Arbeit die Festigkeitserhöhung geschweißter Rahmenkonstruktionen ist. Von einer umfassenden Darstellung der wärmeinduzierten Gefügezustände wird hier abgesehen.

Grundsätzlich kann aus der Betrachtung der grundlegenden metallurgischen Kerben, für die Steigerung der Verbindungsfestigkeit ableiten werden, dass auch hier eine Minimierung der metallurgischen Kerben zum Erhalt oder Verbesserung der gewünschten Werkstoff- und Verbindungseigenschaften beiträgt, da die werkstofflichen Veränderungen gegenüber dem Grundwerkstoff geringer ausfallen, [44], [46].

2.8.1 Metallurgische Kerben in der Schweißtechnik: die Wärmeeinflusszone

Die Wärmeeinflusszone oder auch WEZ weist typischerweise sechs verschiedene Zonen auf, Abbildung 17. Das Gefüge dieser Zonen ist mit dem Gefüge nach verschiedenen Wärmebehandlungen vergleichbar. Dabei können sowohl die Gefügebildung als auch die mechanischen Eigenschaften dieser Zonen anhand des Kohlenstoffdiagramms und Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern vorhergesagt werden. Dabei entspricht die Grobkornzone einem Grobkornglühen, die Feinkornzone einem Feinkornglühen, sowie die Rekristallisationszone einem Rekristallisationsglühen (in Abbildung 17 mit Perlitzerfall / Rekristallisation betitelt). An diese Zone schließt sich ein Bereich vergleichbar zum Anlassens an (in Abbildung 17 nicht betitelt). Je nach Temperaturbeeinflussung weisen die unterschiedlichen Zonen verschiedene mechanische Eigenschaften sowie eine eindeutige Gefügebildung auf, u.a. [45]. Sowohl die Gefügebildung als auch die mechanischen Eigenschaften dieser Zonen können anhand des Kohlenstoffdiagramms und Schweiß-Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern vorhergesagt werden.

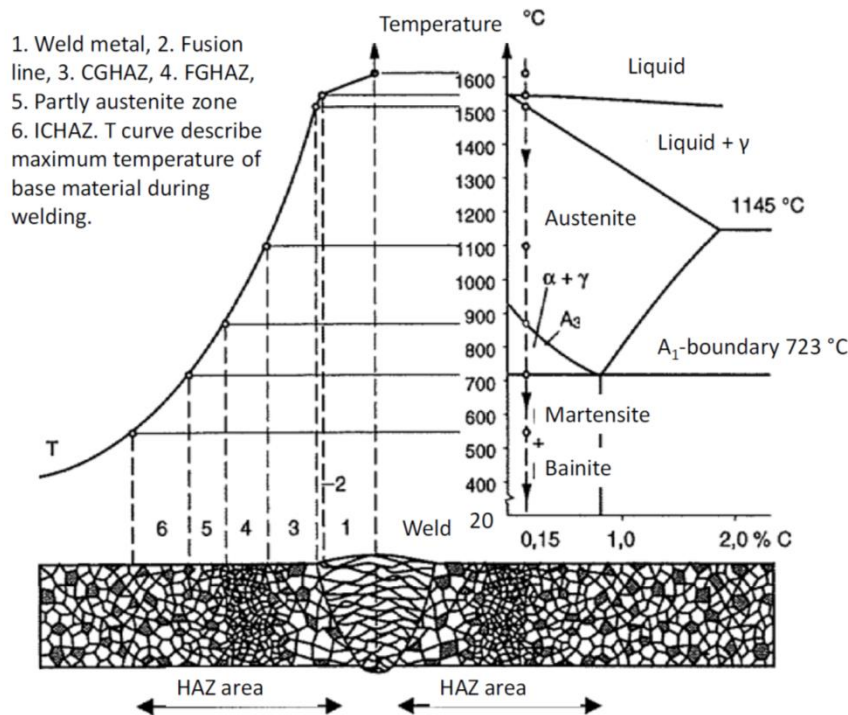


Abbildung 17: Aufbau der Wärmeeinflusszone mit Bezug zum Eisen-Kohlenstoffdiagramm (schematisch), [47] vgl. auch [48]

Abbildung 18 zeigt die einzelnen Zonen. Gezeigt ist eine Kehlnahtverbindung zwischen zwei Blechen aus S700MC (Blechkicken: senkrecht: 10 mm; waagrecht: 4 mm) die unter Nutzung eines Feinkornbaustahlzusatzes im oberen Bereich der möglichen Abkühlzeit (15s) geschweißt wurde. Das Schweißgut weist eine eindeutige dendritische Primärerstarrung im Schliffbild auf. Deutlich sind die vier verschiedenen Zonen der Erstarrungsmorphologie (vgl. Kapitel 2.9.3) zu erkennen. Von außen nach innen zeigt sich zuerst die planare Ausbildung und dann im Anschluss die zelluläre Erstarrung der Schmelze.

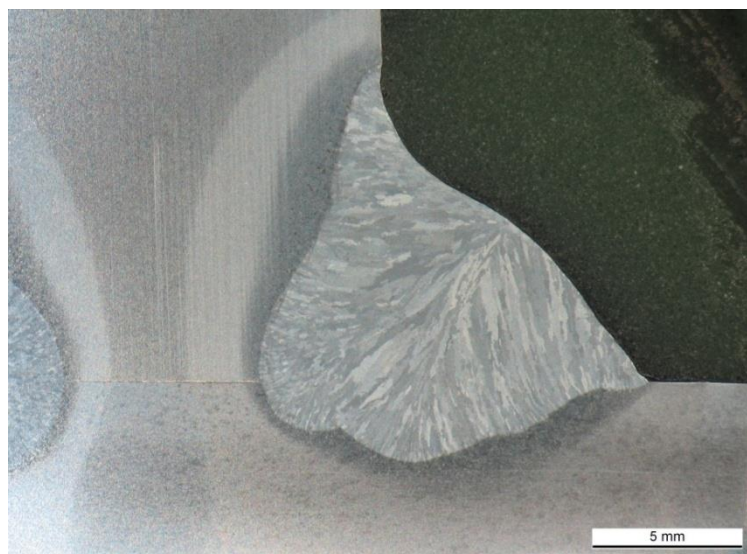


Abbildung 18: Kehlnaht mit WEZ aus S700MC

Der größte Bereich der Schweißnaht wird durch reine dendritische Erstarrung gebildet. In der Mitte der Schweißnaht ist eine globular-dendritische Erstarrungsmorphologie erkennbar. Neben dem Schweißgut zeigt sich deutlich die Grobkorn- sowie Feinkornzone im Grundwerkstoff. Der helle Bereich zeigt den Bereich des Perlitzerfalles sowie der Rekristallisation auf. Auch der unbeeinflusste Grundwerkstoff ist deutlich ersichtlich. Die Anlasszone ist auf Grund ihrer Struktur nicht ersichtlich. In den Bereichen der Rekristallisation/Perlitzerfalls und des Anlassens tritt im Allgemeinen eine Entfestigung auf. Grob- und Feinkornzone härten eher auf. Die in der Wärmeeinflusszone möglichen Gefügemorphologien und Eigenschaften der Wärmeeinflusszone sind unter anderem in [4] ausführlich dargestellt.

2.8.1.1 Die unterschiedlichen Bereiche der Wärmeeinflusszone

Wie in Abbildung 17 dargestellt besteht die Wärmeeinflusszone aus sechs unterschiedlichen Zonen. Diese Zonen lassen sich durch die temperaturbedingten Veränderungen charakterisieren. Nachfolgend werden diese Veränderungen im Gefüge kurz beschrieben. Die bestimmenden Einflussgrößen für die Veränderungen sind die Spitztemperatur und der Gradient der Abkühlgeschwindigkeit, vgl. u.a. [4].

1. Schweißgut

Als Schweißgut wird der aufgeschmolzene Teil der Schweißverbindung bezeichnet. Hier mischt sich der Schweißzusatzwerkstoff mit dem aufgeschmolzenen Grundwerkstoff. Die Mechanismen bei der Erstarrung sind in 2.9.3 detaillierter beschrieben.

2. Erstarrungslinie

Die Erstarrungslinie beschreibt den Übergang zwischen dem beim Schweißen aufgeschmolzenen und nicht aufgeschmolzenen Material. Je nach Legierungszusammensetzung der Grundwerkstoffe kann diese Zone als reale Linie oder als schmaler Bereich mit partiellem Aufschmelzen ausgeprägt sein.

3. Grobkornzone

Im Bereich der Grobkornzone treten beim Schmelzschweißen von Stählen die deutlich höchsten Temperaturen von mehr als 1200°C auf. Dies überschreitet Austenitisierungstemperatur deutlich, so dass sich der Stahl im oberen Austenitbereich befindet. Dadurch tritt unter anderem schnelles Kornwachstum auf. Die Grobkornzone wird durch die großen Körner und durch die verschiedenen auftretenden Gefügemorphologien wie z.B. Martensit oder Bainit als schwächste Zone einer Schweißnaht angesehen. Zudem liegt sie bei Kehlnähten zumeist in der geometrischen Kerbe am Übergang zwischen Schweißnaht und Grundwerkstoff, dies lässt die Eigenschaften der Grobkornzone für die zyklische Festigkeit von Stählen außerordentlich wichtig werden.

4. Feinkornzone

In der Feinkornzone wird die Austenitisierungstemperatur nur wenig überschritten, daher tritt hier kein Austenitkornwachstum auf. Bei der Abkühlung entsteht zumeist ein feinkörniges ferritisches Gefüge mit guten Eigenschaften.

5. Zone partieller Austenitisierung

Die interkritisch erhitze Zone ist der Bereich mit einer Spitztemperatur die nur partielle Austenitisierung zulässt. Durch die partielle Austenitisierung kommt es zum einen zur Ferritbildung in den austenitisierten Bereich während der Abkühlung und zum anderen zum

Anlassen der nicht austenitisierten Bereiche. Beides kann die mechanischen Eigenschaften in dieser Zone nachteilig beeinflussen.

6. Anlasszone (interkritisch erhitzter Bereich)

Eine Austenitisierung bleibt auf Grund der im Vergleich zur interkritischen Zone geringeren Spitztemperatur aus. Dadurch werden die vorhandenen Gefügebestandteile angelassen und es treten vermehrt Diffusionsvorgänge auf.

7. Alterungszone

In der Alterungszone, die sich an den Bereich des Anlasses anschließt, kommt es aufgrund der Erhöhten Temperatur zur beschleunigten Diffusion von Stickstoff und Kohlenstoff. Diese Vorgänge entsprechen der normalen Werkstoffalterung aus Kapitel 2.8.

8. Unbeeinflusster Grundwerkstoff

In dieser Zone bleiben die Werkstoffeigenschaften trotz einer Erwärmung im Ausgangszustand.

2.8.2 Ansätze zur Reduktion der Auswirkung metallurgischer Kerben

Der erste Schritt, um eine Steigerung der Ermüdungsfestigkeit von Schweißverbindungen zu erreichen, ist eine anwendungsangepasste Werkstoffauswahl durchzuführen, um die Auswirkung metallurgischer Kerben auf die quasistatische, zyklische und/oder schlagartig dynamische Festigkeit zu minimieren. Da derzeit die gängige Auffassung besagt, dass alle Baustähle über die gleiche Ermüdungsfestigkeit verfügen, sind hier neue Ansätze zur Werkstoffauswahl angeraten, [25], [49]. Dabei muss zunächst einmal betrachtet werden, welche Stähle derzeit im Stahlbau unter Ermüdungsbelastung eingesetzt werden und welche Gefügeumwandlungen hierbei auftreten können. Im Allgemeinen haben die eingesetzten Baustähle zumeist einen Kohlenstoffanteil von mehr als 0,02 % C und weniger als 0,8 % C und sind damit in die Gruppe der untereutektoiden Stähle einzuordnen. Nach einer Wärmebehandlung dieser Stähle, wie sie auch beim Schweißen auftritt, bilden sich zunächst bei der Abkühlung unterhalb von A3 α -Mischkristalle aus dem Austenit aus. Dies geschieht bevorzugt an den Austenitkorgrenzen. Da die maximale Löslichkeit von Kohlenstoff in Eisen bei 0,02 % C liegt, wird der überschüssige Kohlenstoff in den verbliebenen γ -Mischkristall verdrängt. Bei 723°C ist die maximale Sättigung des Ferrits erreicht und es stellt sich eine Mischung aus α und γ -Mischkristall ein, bei dem der Anteil an γ -Mischkristall immer 0,8 % Kohlenstoff aufweist. Bei weiterer Abkühlung erfolgt eine eutektoidale Umwandlung des verbliebenden Austenits in Perlit. Im Anschluss scheidet sich dann an den Korngrenzen zusätzlich Tertiärzementit aus, Abbildung 19.

Im Vergleich hierzu entfällt bei Stählen mit einem Kohlenstoffanteil von unter 0,02% die perlitische Umwandlung und es bildet sich ein Gefüge aus Ferrit und Tertiärzementit aus.

Nun können zwei Annahmen getroffen werden, um die gleichen Eigenschaften bei der Ermüdungsfestigkeit von geschweißten Baustählen zu erklären. Dies ist zum einen, dass bei einer gängigen Bandbreite von ca. 0,12% bis 0,22% ausreichend Kohlenstoff für die Bildung von Perlit oder je nach Bedingungen auch zu Bainit vorhanden ist und zum anderen, dass die lamellenartige Struktur dieser beiden Gefügegruppen die Ermüdungsfestigkeit nach dem Schweißen bestimmt. Aus dieser Annahme gehen die in der Zielstellung dargestellte Thesen hervor.

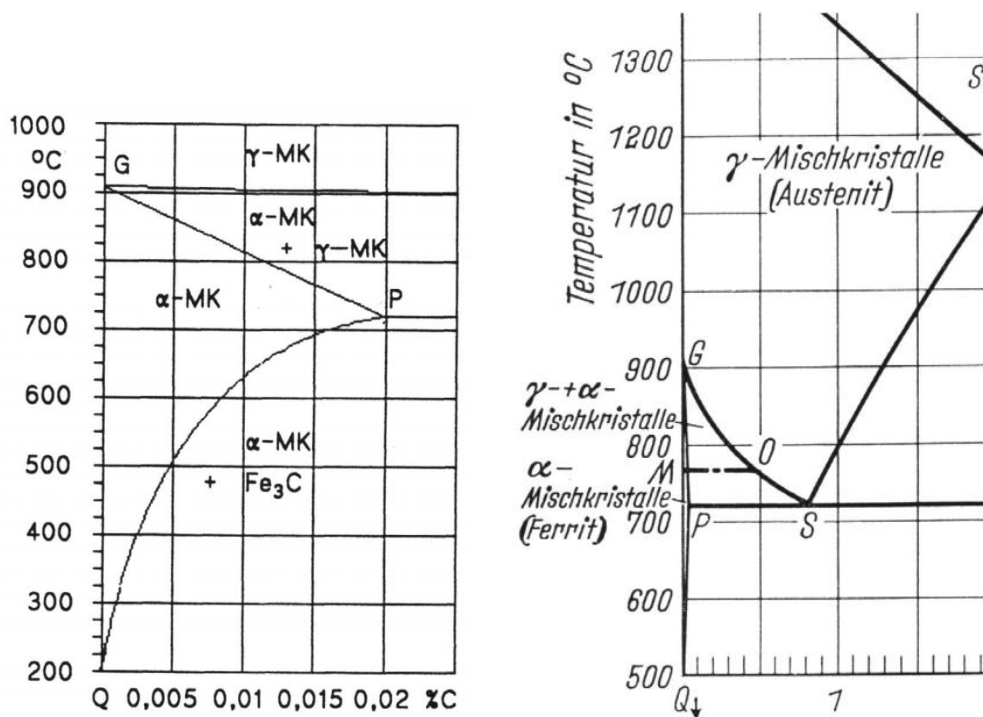


Abbildung 19: Darstellung des α -MK Gebietes im Eisen-Kohlenstoffdiagramm, [50]

Bei diesen Annahmen wird davon ausgegangen, dass diese lamellenartige Anordnung mit den dicht aufeinander folgenden unterschiedlichen Eigenschaften von Ferrit und Zementit die Rissinitiierung durch lokale Spannungsüberhöhung begünstigen. Da sich in allen Stählen dieser Gruppe diese Gefüge finden und die Rissinitiierung unabhängig von der Menge an Perlit abläuft, lässt sich die gleiche Ermüdungsfestigkeit von geschweißten Verbindungen aus diesen Stählen erklären. Durch den Schweißprozess werden dabei alle durch den Herstellungsprozess dieser Stähle zugrundeliegenden festigkeitssteigernden Effekte wie z.B. Kaltverfestigung oder Feinkornbildung, aufgehoben. Da auch Bainit einen lamellaren Aufbau besitzt, sollte die Annahme entsprechend gelten.

2.9 Einfluss verschiedener Elemente auf die Oberflächenspannung der Schmelze

Eine weitere Methode zur Reduktion von Kerben an Schweißnähten kann die gezielte Modifikation der Fließfähigkeit und der Schweißnähte sein. Hierzu wird nachfolgend zunächst der Stand der Technik zum Einfluss von verschiedenen Legierungselementen auf die Oberflächenspannung der Schmelze kurz dargestellt. Darüber hinaus wird abgeschätzt, ob eine Umsetzbarkeit für modifizierte, oberflächenbeschichtete Schweißzusatzwerkstoffe erfolversprechend sein kann.

In der Literatur zeigt sich, dass für verschiedenste Elemente deren Einfluss auf die Oberflächenspannung von Schmelzen untersucht wurden, u.a. [51]. Abbildung 20 zeigt als Beispiel den Einfluss des Aluminiumgehaltes auf die Oberflächenspannung einer geschmolzenen Eisen-Aluminiumlegierung. Deutlich ist der Abfall der Oberflächenspannung bei erhöhten Aluminiumgehalten erkennbar. Jedoch zeigt sich, dass bis ca. 3 Gew.% keine signifikante Änderung der Oberflächenspannung auftritt.

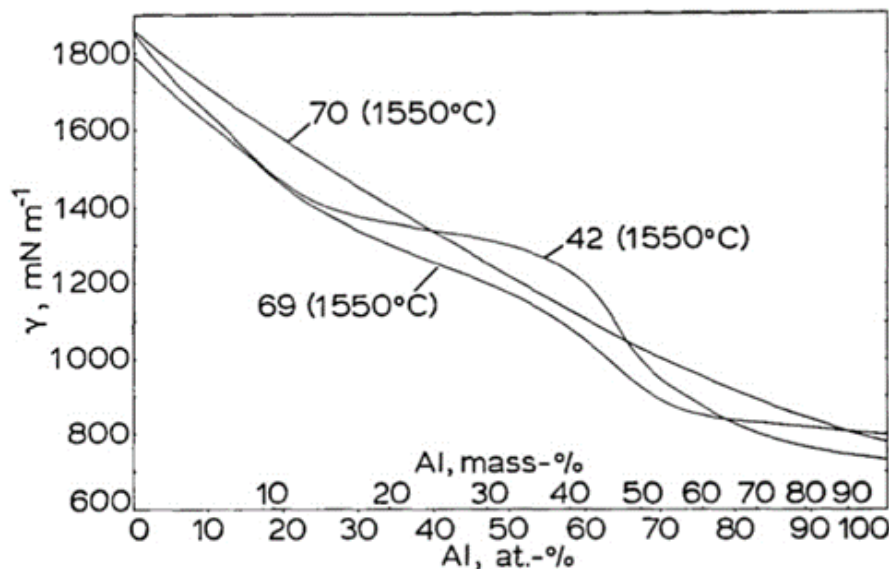


Abbildung 20: Oberflächenspannung von flüssiger Eisen-Aluminiumlegierung in Abhängigkeit des Aluminiumgehaltes, [51]

Es zeigt sich bei anderen Elementen ein deutlicher Einfluss auf die Oberflächenspannung. Dieser Effekt ist in der Schweißtechnik insbesondere bei der Nutzung unterschiedlicher Schutzgase bekannt und wird auch in der industriellen Fertigung ausgenutzt. Nachfolgend wird dieser unter anderem bei Sauerstoff auftretende Effekt näher erläutert, u.a. [5].

2.9.1 Einfluss von Sauerstoff auf die Oberflächenspannung

Das Vorhandensein von Sauerstoff hat einen deutlichen Einfluss auf die Oberflächenspannung von Eisenschmelzen. Dieser Effekt wird beim Metall-Aktivgasschweißen auch schon gezielt zur Verbesserung der Nahtqualität ausgenutzt, da kohlenstoffdioxidhaltige Schutzgase zum Einsatz kommen können.

Abbildung 21 zeigt den Zusammenhang zwischen vorhandenem Sauerstoff in einer Eisenschmelze und der Oberflächenspannung. Deutlich ist der rasche Abfall für Fe-O erkennbar (roter Kasten).

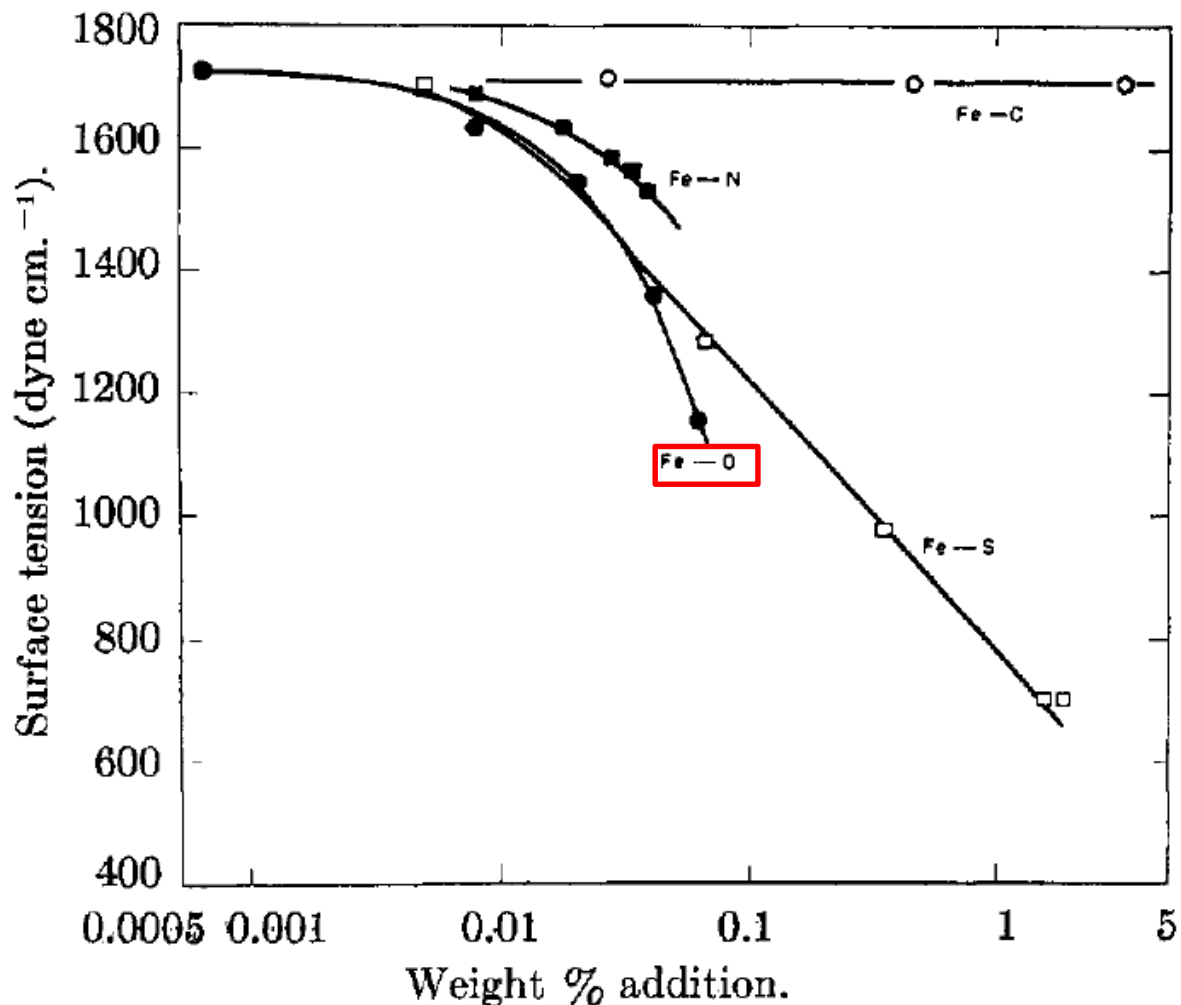


Abbildung 21: Einfluss von Sauerstoff, Stickstoff, Schwefel und Kohlenstoff auf die Oberflächenspannung von flüssigem Eisen, [52]

Im Vergleich zu Abbildung 20 ist zu beachten, dass die Gewichtsprozentachse eine logarithmische Skalierung besitzt. Des Weiteren beginnt der Abfall der Oberflächenspannung bei ca. 0.01 Gew.-% Sauerstoff. Dieser Anteil kann beim Schweißen durch die Nutzung eines sauerstoff- oder kohlenstoffdioxidhaltigen Schutzgases erreicht werden.

2.9.2 Zusammenfassung zur Beeinflussung der Oberflächenspannung von Metallschmelzen

Wie dargestellt zeigt sich, dass durch gezielte Modifikation der Legierungszusammensetzung die Oberflächenspannung beeinflusst werden kann. Weiterhin wurde gezeigt, dass für verschiedene Elemente unterschiedliche Gehalte einen unterschiedlich großen Einfluss auf die Oberflächenspannung aufweisen. Mit Hinblick auf das Ziel dieser Arbeit kann jedoch die Umsetzbarkeit des Ansatzes die Kerbwirkung über eine Modifikation der Oberflächenspannung der Schmelze beim Schweißen als umsetzbar erachtet werden. Um auch Wechselwirkungen zwischen Schweißzusatz und

Grundwerkstoff mit in die Betrachtungen einzubeziehen, wird die Auswahl der Elemente über gezielte Versuche in 10.3.2 durchgeführt.

2.9.3 Einflüsse auf die Erstarrung von Schweißverbindungen

Durch den zwischen dem Werkstück und der abschmelzenden Elektrode brennenden Lichtbogen wird der Werkstoff und der Zusatzwerkstoff, an der Fugestelle lokal aufgeschmolzen und bilden beim Widererstarren die Verbindung aus. Der Energieeintrag durch den Lichtbogen ist dabei durch Strom und Spannung sowie der Geschwindigkeit des Lichtbogens entlang des Prozesspfades bestimmt. Der Energieeintrag bestimmt wiederum die Menge des aufgeschmolzenen Materials sowie dessen Temperatur. Ein zusätzlicher Einflussfaktor auf die Menge des aufgeschmolzenen Grund- und Zusatzwerkstoffes ist die Brennerstellung.

Die Erstarrung des Schmelzbades beim Schweißen läuft als Primärerstarrung ab. Vom Rand der Schmelze bilden sich Dendriten aus, die sich in der Mitte der Schweißnaht mit den Dendriten der Gegenseite treffen und die vollständige Erstarrung erfolgt. Dabei können unter anderem Seigerungen auftreten. Die Morphologie der Erstarrungsfront wird dabei durch zwei Faktoren bestimmt.

Dies ist zum einen die Wachstumsgeschwindigkeit der festen Kristalle (v_{krist}) und zum anderen der Temperaturgradient (G_T), [53], Abbildung 22.

Dabei prägt sich „mit steigender Erstarrungsgeschwindigkeit bzw. mit abnehmendem Temperaturgradienten bei gleichzeitig konstanter Abkühlrate (d.h. mit zunehmender konstitutioneller Unterkühlung) [...]“ die „[...] Reihenfolge planar, zellular, dendritisch oder globular dendritisch (engl.: equiaxed dendritic) aus“, [53]. Bei Schmelzschweißverfahren sind die Bedingungen über das Schmelzbad nicht konstant, so dass verschiedene Erstarrungsmorphologien innerhalb einer Schweißnaht auftreten, [53], Abbildung 22 und Abbildung 23 verdeutlichen dies.

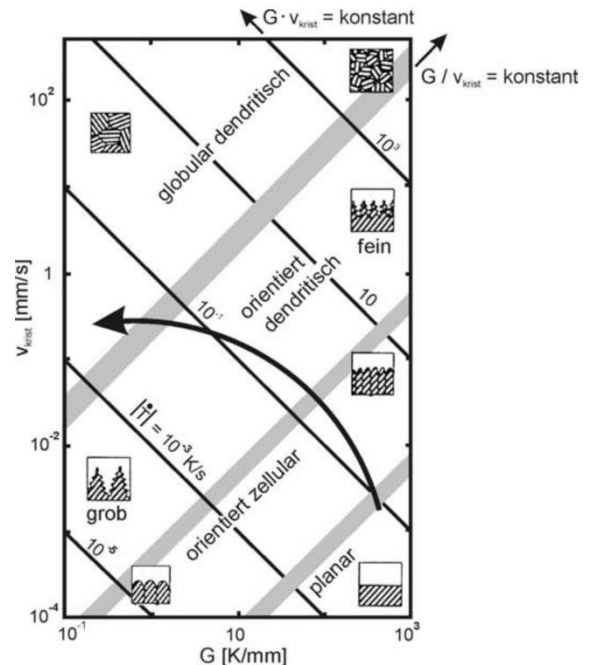


Abbildung 22: Mikrostruktur in Abhängigkeit vom Temperaturgradienten und der Erstarrungsgeschwindigkeit, [53]

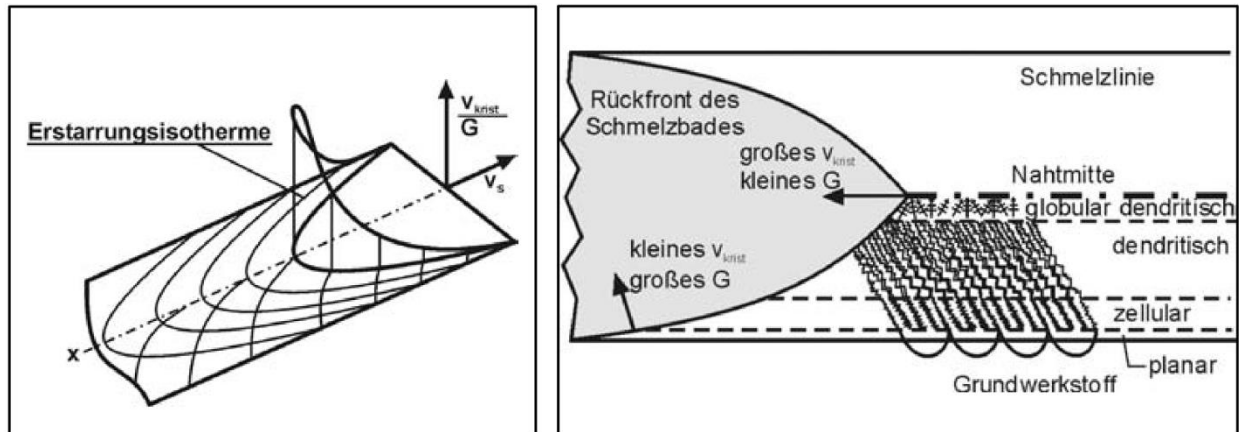


Abbildung 23: Erstarrungsgeschwindigkeit und Erstarrungsmorphologie beim Schweißen, [53]

Abbildung 23 verdeutlicht die unterschiedlichen Erstarrungsgeschwindigkeiten und Temperaturgradienten innerhalb einer Schweißnaht. In der Mitte der Schweißnaht ist die Erstarrungsgeschwindigkeit relativ groß bei einem kleinen Temperaturgradienten. Am Rand der Schweißnaht hin zum Grundwerkstoff ist dagegen der Temperaturgradient deutlich größer als in der Mitte der Schweißnaht und die Erstarrungsgeschwindigkeit relativ klein im Vergleich zur Mitte der Schweißnaht. Dabei ergibt sich dann der Verlauf der Erstarrungsmorphologie von der planaren über die zellulare und dendritische bis hin zur globulardendritischen Ausprägung.

Werden nun zusätzliche nichtaufschmelzende Erstarrungskeime in die Schmelze eingebracht oder durch die Hinzugabe von Legierungselemente durch eine Oberflächenbeschichtung, der angestrebten Schweißzusatzwerkstoffmodifikation, der Schmelzpunkt abgesenkt, so kann direkt auf die Erstarrung der Schmelze eingewirkt werden. Als Illustration dieser Effekte kann die kornfeinende Wirkung von einer Titanbeschichtung auf eine Aluminiumlegierung AlMg3 herangezogen werden. Dabei wurde durch die Oberflächenbeschichtung ca. 2% Titan in die Aluminiumlegierung übertragen.

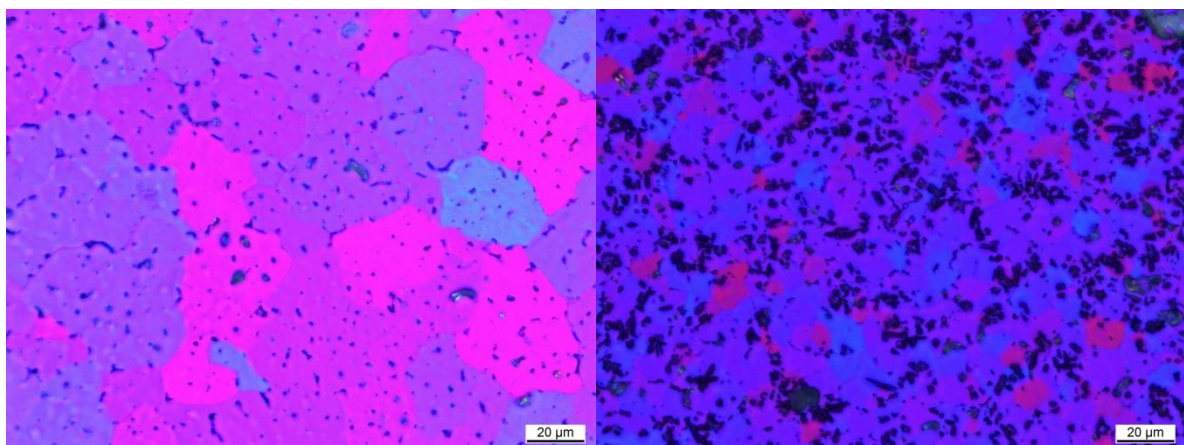


Abbildung 24: Korngrößen im Schweißgut aus AlMg3 im Vergleich (unbeschichteter Schweißzusatz links; beschichteter Schweißzusatz rechts)

Deutlich ist in Abbildung 24 die Wirkung der Beschichtung auf das Erstarrungs- und Ausscheidungsverhalten der Schweißnaht ersichtlich.

2.10 Feinkornbaustähle

Um eine im Vergleich zum derzeitigen Stand der Technik reduziertes Rahmenendgewicht zu ermöglichen, muss der ausgewählte Grundwerkstoff eine ausreichende Festigkeit für die mit einer Gewichtsreduktion einhergehende Belastungssteigerung abfangen können. Hierzu eignet sich die Werkstoffgruppe der Feinkornbaustähle in besonderem Maße, da sie die Weiterentwicklung der bisher eingesetzten Werkstoffe darstellten und sich die Verarbeitung dieser Werkstoffgruppe, insbesondere das Schweißen der Stähle, nicht signifikant von der derzeitigen Praxis unterscheidet.

Der betrachtete Teil der Feinkornbaustähle (FKBS) gehört zu den niedrig legierten Stählen und lässt sich grundlegend auf Basis des Herstellungsprinzips in 3 Kategorien einteilen [54], [55], [56], Tabelle 1.

Tabelle 1: Bezeichnungszusätze bei Baustählen

Werkstoffzustand	Zusatz in der Bezeichnung
Normalisiert	N
Vergütet	Q
Thermomechanisch gewalzt	M bzw. TM(CP)

Alle Feinkornbaustähle weisen eine obere Streckgrenze von mehr als 355 MPa auf und zählen damit zu den höherfesten Baustählen, [29].

Standard	Description	Steel
EN 10025-6:2004	Hot rolled products of structural steel – Part 6: Technical delivery conditions for flat products of high yield strength structural steels in the quenched and tempered condition	S690QL
ASTM A514	High – yield – strength, quenched and tempered alloy steel plate, suitable for welding	Grade B
ISO 630-4:2012	Structural steels – Part 4: Technical delivery conditions for high – yield – strength quenched and tempered structural steel plates	S690
CSA G40.21	Structural quality steel – plates, sheet, floor plates, bars, and welded shapes	100QT
JIS G3128	High yield strength steel plates for welded structures	SHY 685
AS 3597	Structural and pressure vessel steel – quenched and tempered plates	Grade 700
CEN standard is from the European Committee for Standardisation ASTM standard is from the American society for Testing and Materials ISO standard is from the International Organisation for Standardisation CSA standard is from the Canadian Standards Association JIS standard is from the Japanese Standards Association AS standard is from the Standards Australia		

Abbildung 25: Internationale Standards für Hochfeste Stähle, Zusammenfassung, [57]

Zhang, [4], gibt einen Überblick über die verschiedenen Normen für hochfeste Stähle im internationalen Umfeld.

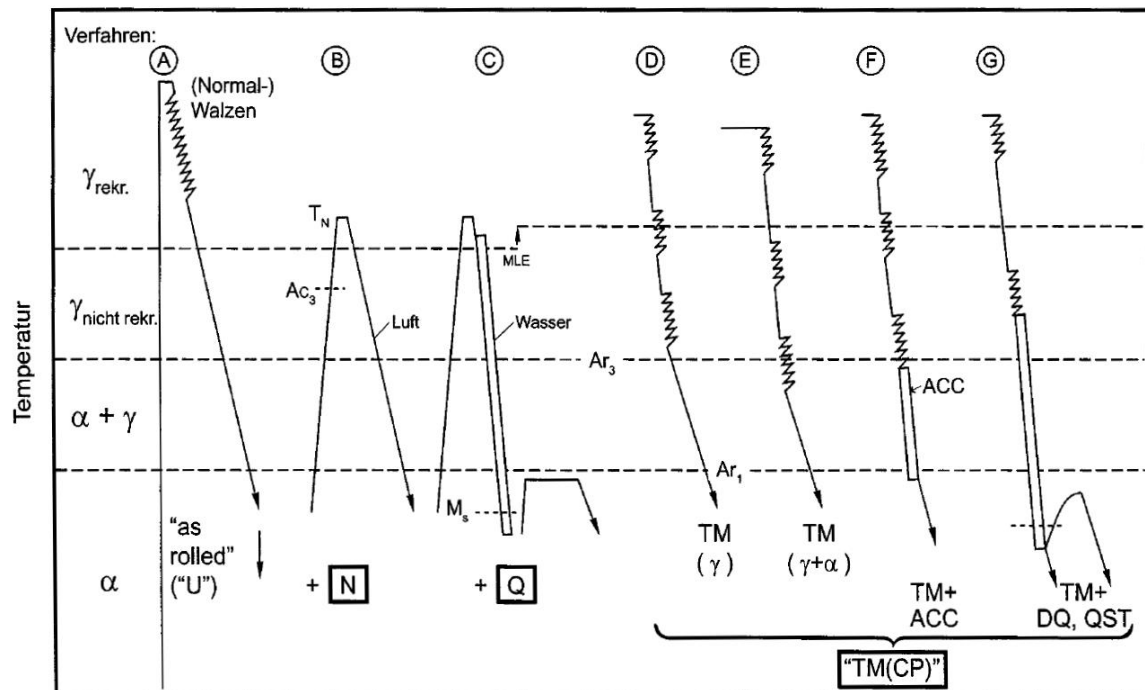


Abbildung 26: Temperaturführung und Walzprozesse unterschiedlicher Feinkornbaustähle (schematisch), [58]

„Vor 80 Jahren galt die Stahlsorte St52 (S355) noch als hochfester Baustahl und ersetzte langsam den Standardbaustahl St37 (S235)“, [59]. Die Herstellung der thermomechanisch behandelten Feinkornbaustähle erfordert definierte Temperatur- und Abkühlbedingungen während des Walzprozesses, Abbildung 26, [60], [61]. Der Hauptverfestigungsmechanismus der Feinkornbaustähle ist die Korngrenzenhärtung. Jede Korngrenze behindert das Wandern von Versetzungen und dämpft durch vielfaches Um- und Ablenken zugeführte Schlagenergien [54] und steigert somit die Festigkeit des Stahls. Durch mikrolegieren mit verschiedenen Feinkornbildnern wie z.B. Vanadium, Titan, Tantal und Niob wird die Ausbildung des feinkörnigen Gefüges unterstützt. Durch gezielte Temperaturführung im Walzprozess wird ein sehr feinkörniges verspanntes ferritisches Gefüge erzeugt, Abbildung 26, [44], [62], [63].

Dabei werden verschiedene Herstellungsvarianten unterschieden. Die erste entwickelte Gruppe der Feinkornbaustähle sind die normalisierten gewalzten Feinkornbaustähle mit dem Bezeichnungszusatz „N“, die nach dem erstmaligen Walzen nochmals einem Normalglühen mit anschließender Luftabkühlung unterworfen werden.

Durch Ersetzen der Luftabkühlung durch eine beschleunigte Abkühlung, zumeist durch Wasser, kann die Festigkeit der Stähle weiter gesteigert werden, da sich ein martensitisches Gefüge ausbildet. Um dann die gewünschten Eigenschaften einzustellen, wird ein Anlassvorgang nach der beschleunigten Abkühlung durchgeführt. Diese Stähle weisen die Bezeichnung „Q“ auf. Aufgrund der Rekristallisation und der beschleunigten Abkühlung zeigt sich im Gefüge der Wasservergütung ein anisotropisches Gefüge. Die Stahlgüte S690Q gehört zu den vergüteten Feinkornbaustählen.

Werden anstelle der beschleunigten Abkühlung aus der Walzwärme durch Wasser unterschiedliche Walzvorgänge in den Abkühlprozess integriert, können verschiedene Gefügestände erzeugt werden. In Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung und des Walzvorganges stellen sich dabei verschiedene Phasenzusammensetzungen im Stahl ein. Durch die mechanische Verformung des Werkstoffes vor, während und nach der Rekristallisation kann ein sehr feinkörniges, durch Kaltverfestigung mit erhöhter Streckgrenze und erhöhter Zugfestigkeit ausgestatteter, zäher Stahl erzeugt werden. Zusammenfassend wird bei dieser Gruppe der Bezeichnungszusatz „M“ vergeben.

Die FKBS-Güte S700MC bzw. S700MH³ gehört zu den thermomechanisch gewalzten FKBS [59]. Durch die Nutzung von Mikrolegierungselemente (Titan, Niob, Vanadium, Tantal) sowie die Zugabe von Bor in wenigen Teilen - unter 10ppm - sowie Chrom und Molybdän und einer definierten Temperaturführung beim Walzen erhält der Stahl seine Festigkeit von mehr als 700 MPa Streckgrenze und seine guten Zähigkeitseigenschaften, [59]. Die Stahlgüte S700M stellt derzeit eine gängige Güte in der kommerziellen Herstellung thermomechanisch gewalzter Feinkornbaustähle dar, obwohl die Entwicklung höchstfester thermomechanisch gewalzter Feinkornbaustähle bis zu Streckgrenzen von mehr als 1700 MPa durchgeführt wurde, ist diese Güte in ausreichender Dicke derzeit kaum auf dem Markt erhältlich.

Bei den thermomechanisch gewalzten FKBS kommen drei unterschiedliche festigkeitssteigernde Mechanismen zur Anwendung. Dies sind die Feinkornhärtung, die Kaltverfestigung und die Ausscheidungshärtung, [54], [44]. Durch diese drei Mechanismen erhält die Stahlgüte S700M eine hohe Festigkeit bei hoher Zähigkeit. Eine detaillierte Zusammenfassung der Herausforderungen beim Schweißen von höherfesten Feinkornbaustählen gibt Kannengießer in, [64].

2.10.1 Schweißen von Feinkornbaustählen

Um die Auswirkungen eines Fügeprozesses auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Stähle sowie die Verbindungsfestigkeit unter Belastung untersuchen zu können, müssen diese zunächst gefügt werden. Durch thermische Fügeverfahren werden in der von der Wärme des Fügeprozesses beeinflussten Bereiches (WEZ) Veränderungen des Gefüges ausgelöst. Diese Veränderungen bedingen eine Veränderung der mechanischen Eigenschaften entsprechend des Umwandlungsverhaltens des Werkstoffes, der in Abhängigkeit seiner chemischen Zusammensetzung und der Abkühlgeschwindigkeit diverse Phasenkomponenten aufweisen kann. Im Falle der Feinkornbaustähle hat sich daher ein abkühlzeitbasiertes Schweißkonzept etabliert, um zum einen eine ausreichende Festigkeit/Härte zu gewährleisten und zum anderen eine ausreichende Sicherheit gegen Sprödbruch zu gewährleisten. Es nutzt die Zeit, die die Schweißnaht benötigt um von 800°C auf 500°C ($t_{8/5}$ -Zeit-Konzept) abzukühlen.

³ S700MH - Dezierte Güte für die Herstellung von Hohlprofilen

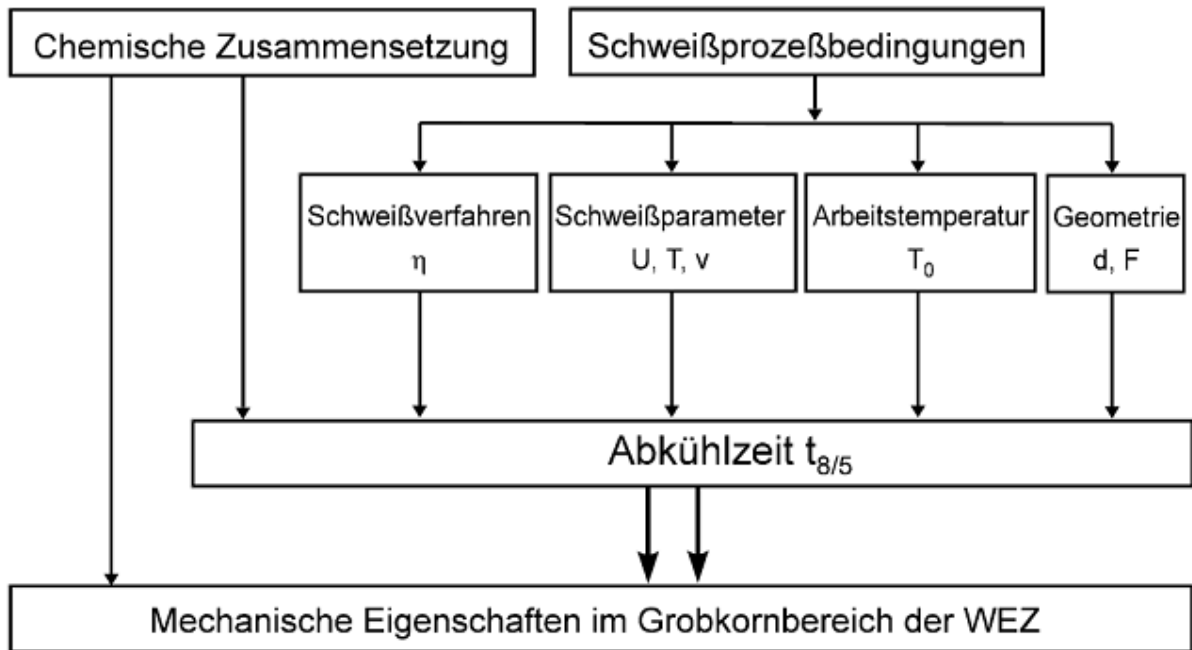


Abbildung 27: Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften der WEZ

Dabei wird davon ausgegangen, dass in diesem Temperaturintervall alle signifikanten Gefügeumwandlungen ablaufen und daher dieses Temperaturintervall zur Bestimmung der Eigenschaften des Grundwerkstoffes in der Wärmeeinflusszone ausreicht.

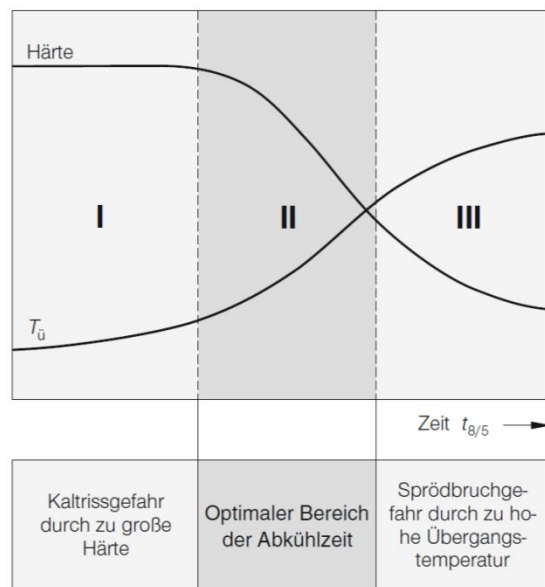


Abbildung 28: Abhängigkeit der Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit und der Härte in der wärmebeeinflussten Zone von der Abkühlzeit von 800°C auf 500°C schematisch, [44]

Abbildung 28 zeigt den Bereich für die einzuhaltende Abkühlzeit schematisch in Bereich II, um sowohl Kaltrissen als auch Sprödrüchen durch eine zu hohe Übergangstemperatur in der Wärmeeinflusszone vorzubeugen.

2.10.2 Einfluss des Schweißverfahrens auf die Abkühlbedingungen

Ein Einflussfaktor auf die Abkühlbedingungen beim Schweißen ist das genutzte Schweißverfahren, da jedes Schweißverfahren aufgrund von verfahrensimmanenten Randbedingungen einen unterschiedlichen Energieeintrag in das Bauteil aufweist und ein Anteil der zum Schweißen nötigen Leistung in die Umgebung, durch Strahlung und Konvektion, abgegeben wird. Dieser Verlust wird in Form von einem zur Berechnung der Abkühlbedingungen hinzugefügten Faktors entsprechend zum Wirkungsgrad des Schweißverfahrens berücksichtigt. Diese Faktoren für verschiedene Schweißverfahren sind in Tabelle 2 aufgeführt. Des Weiteren sind diese Faktoren derzeit Gegenstand unterschiedlichster Forschung, [65]. Je nach Bestimmungsmethode können sich diese voneinander unterscheiden, daher ist für wissenschaftliche Anwendungen die Messung der Abkühlzeiten zur Verifikation der errechneten Schweißparameter von entscheidender Bedeutung.

Tabelle 2: Verfahrensfaktor zur Berechnung des Energieeinflusses (Auswahl)

Schweißverfahren	Faktor
UP-Schweißen	1,0
Metall-Aktivgasschweißen	0,8
Wolfram-Inertgasschweißen	0,6

2.10.3 Geometrische Einflussgrößen auf Abkühlbedingungen

Ein weiterer Einflussfaktor auf die Eigenschaften der Schweißverbindung ist die Wärmeleitung im Bauteil. Diese bestimmt sowohl die Gefügemorphologie im Schweißgut als auch die Eigenschaften der Wärmeeinflusszone. Die Wärmeleitung in Bauteilen hängt dabei von einer Vielzahl an Faktoren ab. Wird sich auf die Betrachtung von Rahmenkonstruktionen beschränkt, kann als Halbzeugform das Blech antizipiert werden. Somit lassen sich die geometrischen Einflussgrößen auf die Wärmeleitung im Falle der Beispielanwendung aus der Forst- und Agrartechnik auf zwei geometrische und eine werkstoffseitige eingrenzen.

Die geometrischen Einflussgrößen sind dabei die Blechdicke, verantwortlich für eine zwei- oder dreidimensionale Betrachtung der Wärmeabfuhr, und die Stoßart, in diesem Fall eine doppelseitig ausgeführte Kehlnaht. Auf Grund der dünnen Bleche von 4mm bis 15mm wird zunächst davon ausgegangen, dass zweidimensionale Wärmeleitung zum Tragen kommt. Eine Unterscheidung wird daher nicht dargestellt.

Die geometrischen Bedingungen der Schweißverbindung können aus der ausgewählten Beispielanwendung sowie den gewählten Kleinstprobengeometrien abgeleitet werden. Auch die Nahtform wird durch einen Faktor in die Berechnung des nötigen Energieeintrages berücksichtigt. Diese sind in Tabelle 3 aufgeführt, u.a. [45].

Tabelle 3: Nahtfaktoren für das Fügekonzept 2-Dimensionale Wärmeleitung (Auswahl)

Nahtform	Faktor
Kehlnaht am T-Stoß	0,67
Stumpfstoß	1,0
Kehlnaht am Überlappstoß	0,7
Kehlnaht am Eckstoß	0,9

2.10.4 Arbeitstemperatur

Eine der thermischen Einflussgrößen auf die Abkühlgeschwindigkeit der Wärmeeinflusszone ist die Arbeitstemperatur, die beim Schweißen herrscht. Die Arbeitstemperatur bezeichnet dabei sowohl die Bauteiltemperatur vor der ersten Schweißnaht als auch die Temperatur des Bauteils, die vor dem Beginn einer Einzelraupe einer Mehrlageschweißung erreicht werden muss, bevor die neue Schweißraupe hergestellt werden sollte. Da für die ausgewählte Beispielanwendung nur einlagige Schweißnähte von Interesse sind und die Grenzblechdicken bei keinem der eingesetzten Werkstoffe erreicht werden, wird auf eine ausführliche Betrachtung der Vorwärm- bzw. Zwischenlagentemperatur verzichtet und nur kurz auf das Vorgehen zur Vermeidung von kritischen Eigenschaften und zur Vermeidung von Kaltrissen durch ein Vorwärmen eingegangen.

Kritische Eigenschaften in Form von zu hoher Härte oder einer erhöhten Kaltrissneigung der WEZ können bei Feinkornbaustählen nach SEW 088 (Stahl-Eisen-Werkstoffblatt) durch das Vorwärmen unterdrückt werden. Die Vorwärmtemperatur und die Neigung zur Aufhärtung oder Kaltrissen kann durch das Bestimmen von verschiedenen Kohlenstoffäquivalenten abgeschätzt werden. Je höher die Kohlenstoffäquivalente ausfallen desto anfälliger ist der entsprechende Werkstoff für Kaltrisse und/oder Aufhärtung.

Das Kohlenstoffäquivalent zur Abschätzung der Aufhärtungsneigung:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (2-3)$$

Das Kohlenstoffäquivalent zur Abschätzung der Kaltrissneigung:

$$CET = C + \frac{Mn+Mo}{10} + \frac{Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \quad (2-4)$$

Die Berechnung der Vorwärmtemperatur erfolgt nach:

$$T_p = 700 CET + 160 \tanh\left(\frac{d}{35}\right) + 62 HD^{0,35} + (53 CET - 32)Q - 330 \quad (2-5)$$

Dabei entspricht CET dem Kohlenstoffäquivalent, d der Blechdicke, H_D der Konzentration von diffusiblen Wasserstoff in ml/100g Schweißgut und Q dem Wärmeeintrag.

Auch hier zeigt sich, dass ein Vorwärmen bei im entsprechenden CET und Blechdickenbereich nicht erforderlich ist, siehe auch 8.1. Ein geringeres CET ist bei der Werkstoffauswahl anzustreben.

3 Zielstellung

Leichtbau etabliert sich derzeit in verschiedenen Bereichen der Industrie und wird auch vermehrt in der Praxis eingesetzt. Vorreiter an dieser Stelle ist die Luft- bzw. Kraftfahrzeugindustrie. Aber auch in anderen Bereichen wie zum Beispiel dem Kranbau und der Landwirtschaft ist Leichtbau von essentieller Bedeutung. Die Übertragung und branchenspezifische Entwicklung von Leichtbaupotentialen kann daher sehr große Auswirkungen auf eine Branche haben.

Ziel der Arbeit ist es, die Potentiale für Leichtbau durch die gezielte Nutzung von modernen Stahlwerkstoffen und den sich daraus ergebenden möglichen Unterschieden in den Eigenschaften nach einer schweißtechnischen Verarbeitung zu identifizieren, zu charakterisieren und für eine potentielle Anwendung aufzuarbeiten.

Aus dem Stand der Technik kann zudem die These abgeleitet werden, dass zur funktionalen Werkstoffauswahl für zyklisch beanspruchte Schweißkonstruktionen Werkstoffe mit deutlich reduziertem Anteil an lamellar ausgeprägten Gefügebestandteilen nach dem Schweißen Verwendung finden sollten. Dies kann durch die Nutzung von Stählen mit einem reduzierten Kohlenstoffanteil geschehen.

Um diese These überprüfen zu können, sollen nachfolgend zwei Ansätze verfolgt werden:

1. Die Nutzung eines kohlenstoffarmen Stahls für die Herstellung von typischen Verbindungen für Stahlkonstruktionen unter zyklischer Last und den Vergleich zu einem Stahl mit höherem Kohlenstoffanteil gleicher Festigkeitsklasse.

Der These folgend sollte die Nutzung des Stahls mit begrenztem Kohlenstoffanteil deutliche Vorteile hinsichtlich der Ermüdungsfestigkeit aufweisen.

2. Das gezielte Einstellen unterschiedlicher Zementitausprägungen in einem Werkstoff zur Betrachtung der zyklischen Kennwerte.

In Abhängigkeit von der Dauer einer Wärmebehandlung kurz unterhalb der Austenitisierungstemperatur, verändert sich die Ausformung der Zementitlamellen hin zu globularem Zementit. Dieser sollte eine im Vergleich zu dem Zustand mit lamellarem Zementit erhöhte Ermüdungsfestigkeit aufweisen.

Darüber hinaus soll auf Basis dieser Analyse eine weitere Möglichkeit zur Verbesserung der Verbindungsfestigkeit unter quasistatischer, zyklischer und schlagartig-dynamischer Last erarbeitet werden, die über den Stand der Forschung hinausgeht.

Hierzu soll die Modifikation der Oberflächenspannung und damit geringerer Kerbwirkung am Übergang zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff über eine Oberflächenbeschichtung auf dem Schweißzusatz erarbeitet werden. Des Weiteren sollen auch die Auswirkungen dieser Modifikation auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Schweißgutes betrachtet werden. Eine Gefügeanalyse soll die Charakterisierung der entwickelten Modifikation abrunden.

Insbesondere die in der Agrartechnik auftretenden unterschiedlichen Lastfälle und Belastungsarten stellen die Entwicklung moderner fügetechnischer Gesamtkonzepte vor eine deutliche

Herausforderung. Dazu zählt die Kombination aus hohen quasistatischen als auch zyklischen Belastungen. Diese sind im Anwendungsfall begründet. Darüber hinaus kann es im Einsatz des Weiteren zu deutlichen Lastspitzen unter hohem Belastungsgradienten kommen. Auch hier ist eine adäquate Werkstoffauswahl nebst angepasster Fertigungsstrategie für eine optimale Verbindungsfestigkeit von entscheidender Bedeutung.

Um der Anwendung gerecht zu werden soll sich auf die Nutzung von hochfesten niedriglegierten Feinkornbaustählen beschränkt werden. Hier bietet sich die vertiefende Analyse zweier Herstellungsvarianten an – zum einen die wasservergüteten und zum anderen die thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustähle.

Zusammenfassend können die Ziele der Arbeit folgendermaßen dargestellt werden:

- Das gezielte Einstellen unterschiedlicher Zementitprägungen in einem Werkstoff zur Betrachtung der zyklischen Kennwerte zur Validierung der oben genannten These
- Aufzeigen der Leichtbaupotentiale auf Basis einer angepassten Werkstoffauswahl
 - o Dezidierte Analyse der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften unter unterschiedlichen Lastfällen bei verschiedenen Stählen die für die Anwendung in der Agrartechnik unter Leichtbaugesichtspunkten in Frage kommen.
 - o Aufzeigen von Herstellungsverfahrenbezogenen Unterschieden in den charakteristischen Verbindungseigenschaften der unterschiedlichen Stähle
 - o Ableiten einer verbesserten Kombination aus Werkstoff und Zusatzwerkstoff für die schweißtechnische Verarbeitung und angepasste Prozessrandbedingungen für eine erhöhte Verbindungsfestigkeit unter verschiedenen Lastarten.
- Erarbeiten einer Schweißprozessmodifikation über den Stand der Technik zur Verbesserung der Verbindungsfestigkeit
 - o Darstellen der Modifikationstechnologie
 - o Charakterisieren der Eigenschaften der modifizierten Schweißzusätze

Auf Grund der gewonnenen Erkenntnisse soll abschließend eine Abschätzung über das erreichbare Leichtbaupotential durchgeführt werden.

4 Bestimmung des Einflusses von Kerben unter dynamisch schlagartiger Last auf die Bauteilfestigkeit

Der Einfluss von Kerben bei erhöhten Belastungsgeschwindigkeiten kann deutlich ausgeprägter sein, denn hohe Verformungsgeschwindigkeiten bedingen sprödes Werkstoffversagen. Die Auswirkung von Kerben auf das Verformungsvermögen unter quasistatischen Lasten wurde in 2.5.1 schon beschrieben. Um nun die Auswirkungen von Kerben auf Festigkeit von Bauteilen unter schlagartig dynamischer Last detaillierter zu untersuchen, wurden Hochgeschwindigkeitszugversuche bei variierenden Belastungsgeschwindigkeiten an gekerbten Zugproben durchgeführt. Um einen Überblick über den Einfluss der Gittermodifikation des Werkstoffes auf die Kerbfestigkeit und das Kerbdehnungsverhalten zu bekommen, werden zwei Stähle verschiedener Gittermodifikation betrachtet. Dies ist zum einen der X5CrNi 18-10 (1.4301) und zum anderen der HCT780XD (1.0943). Der X5CrNi 18-10 weist ein austenitisches Gefüge auf, wohingegen der HCT780XD eine ferritisch-martensitische Gefügemorphologie hat. Durch diese Unterscheidung wird zunächst ein genereller Überblick über die Auswirkungen von Kerben bei unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten geschaffen, um im Anschluss dann für die ausgewählte Beispielanwendung Rückschlüsse zu ziehen. Der ausgewählte HCT780XD hat eine zu den Feinkornbaustählen vergleichbare chemische Zusammensetzung sowie auch Festigkeit. Er ist jedoch als dünner Blechwerkstoff erhältlich, so dass gekerbte Proben mit ausreichendem Kerbquerschnitt hergestellt werden konnten und eine sichere Zerstörung im Kraftbereich der genutzten servohydraulischen Prüfmaschine gewährleistet werden konnte.

4.1.1 Experimentelles Vorgehen zur Bestimmung des Einflusses von Kerben auf das dynamisch schlagartige Werkstoffverhalten

Um den Einfluss von Kerben auf unterschiedliche Werkstoffgruppen unter schlagartig dynamischer Belastung detailliert zu untersuchen muss zwischen den metallurgischen und geometrischen Kerbeinflüssen unterschieden werden. Um hier zunächst einen Überblick über die Auswirkung unterschiedlicher geometrischer Kerben auf die schlagartig dynamische Festigkeit von Werkstoffen geben zu können, ist es erforderlich sich von der Geometrie der Schweißnaht zu lösen, um dann allgemeine Zusammenhänge ableiten zu können. Im Anschluss wird dann ein Rückbezug auf die Festigkeit von Schweißnähten gezogen. Die Untersuchungen wurden mit der in Abbildung 29 dargestellten Probenform durchgeführt.

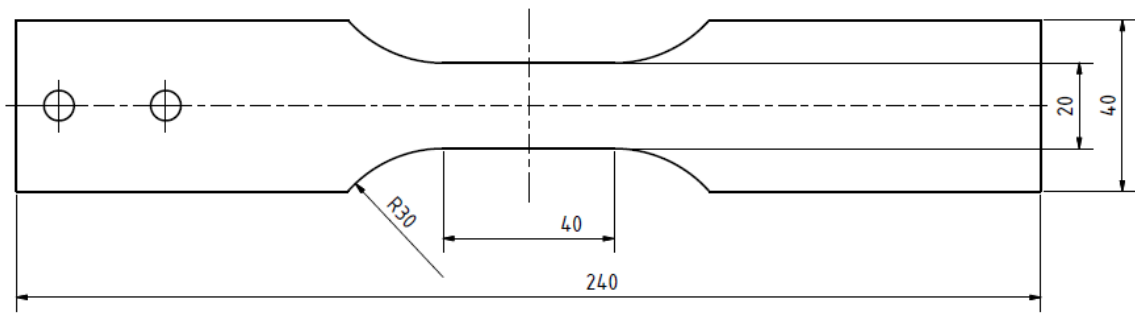


Abbildung 29: Probenform Hochgeschwindigkeitszugversuch¶

Die Betrachtung der Kerbzahlen von vier untersuchten Kerbgeometrien, Abbildung 30, zeigt, dass diese sich deutlich voneinander unterscheiden, Tabelle 4. Dabei wird ein Formzahlbereich von 2,43 bis 3,91 abgedeckt.

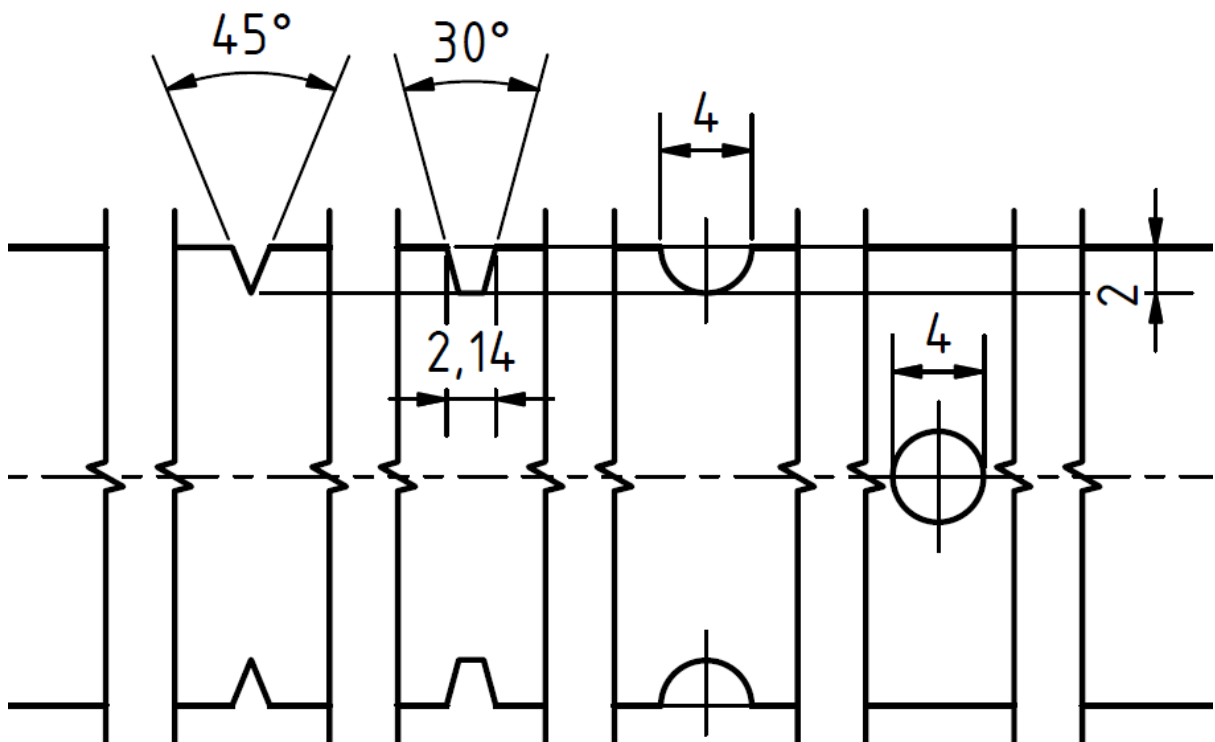


Abbildung 30: Kerbformen für die Untersuchung der Auswirkung von Kerben auf die mechanischen Eigenschaften unter schlagartig dynamischer Last

Die Formzahl kann auf unterschiedliche Weise berechnet oder aus Diagrammen abgelesen werden. Nachfolgend wird sich auf die Berechnung der Formzahl über die Berechnungsweise nach 3.3.4-1

beschränkt und der Durchführung einer einfachen FEM-Simulation zur Spannungsbestimmung elastischen Fall beschränkt, [66]. Dabei errechnet sich die Formzahl durch:

$$K_t = \frac{\sigma_{Maximal}}{\sigma_{Nenn}} \quad (3.3.4-1)$$

Hierbei stellt K_t die Formzahl und $\sigma_{Maximal}$ die in der Simulation auftretende Spannung sowie σ_{Nenn} die errechnete Nennspannung der kerbbelasteten Geometrie dar. Die Ergebnisse dieser Berechnung für die unterschiedlichen Kerbfälle finden sich nachfolgend in Tabelle 4.

Tabelle 4: Formzahlen der genutzten Kerben

Kerbform	Halbrund	Rund	Trapez	Spitz
Formzahl	2,43	2,54	3,04	3,91

Um nun den Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit auf die Auswirkung von Kerben darstellen zu können, ist es erforderlich Zugversuche bei unterschiedlichen Geschwindigkeiten durchzuführen.

Die hierfür durchgeführten Versuche decken einen Bereich zwischen 0,025 m/s und 2,5 m/s Belastungsgeschwindigkeit ab, Tabelle 5. In der gängigen Literatur wird als charakteristische Größe nicht die Belastungsgeschwindigkeit angegeben, sondern eine probegeometrieunabhängige Größe genutzt, die Dehnrage, u. a. [67]. Diese ist hier aufgrund der Kerben nicht anwendbar.

Tabelle 5: : Versuchsgeschwindigkeiten für die Ermittlung des Einflusses der Formzahl bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten

Versuchsgeschwindigkeit in m/s	0,025	0,25	2,5
--------------------------------	-------	------	-----

4.1.2 Ergebnisse

Aus den gewonnenen Daten können wie im normalen Zugversuch, verschiedene charakteristische Größen, z.B. Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung, gewonnen und in Abhängigkeit der Formzahl und der Dehnrates bzw. der Geschwindigkeit dargestellt werden.

Es zeigt sich, dass für den austenitischen Werkstoff keine deutliche Änderung der Bruchdehnung in Abhängigkeit der Dehnrates auftritt, Abbildung 31.

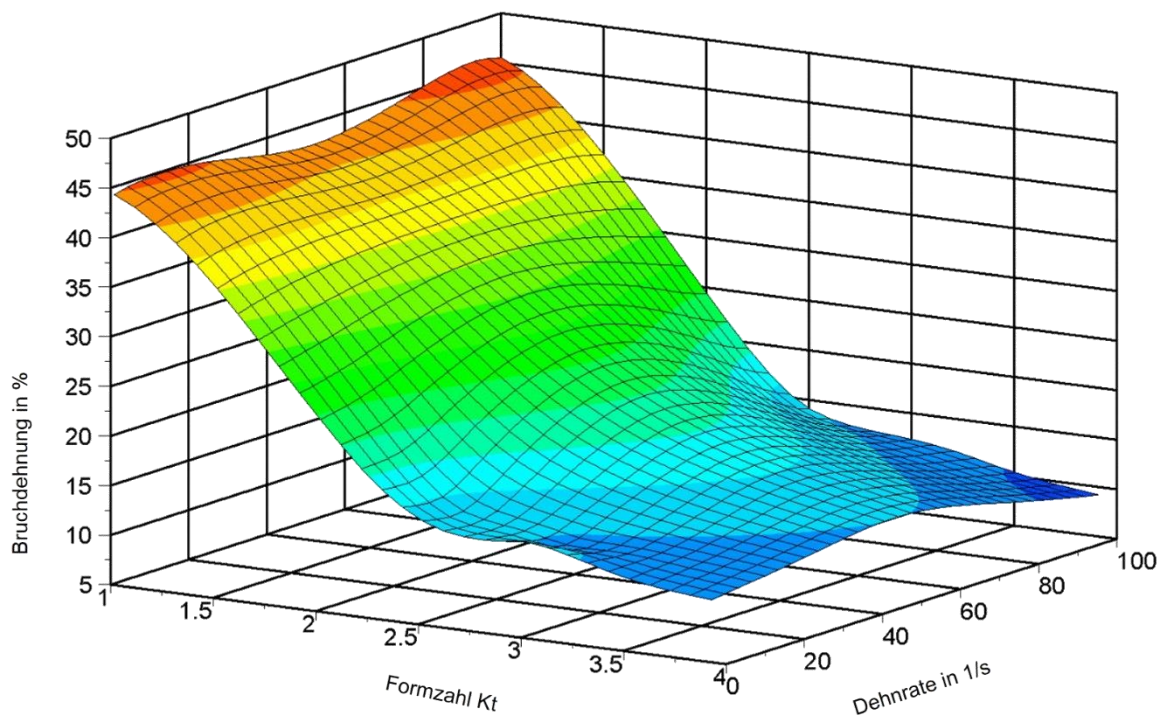


Abbildung 31: Auswirkung von Kerben auf das Verformungsverhalten eines austenitischen Stahles (1.4301) in Abhängigkeit von Formzahl und Dehnrates der parallelen Probenlänge inklusive Kerb

Abbildung 31 zeigt deutlich, dass die Bruchdehnung mit zunehmender Formzahl signifikant abnimmt. Ein Zusammenhang zwischen Dehnrates und Dehnungsverhalten ist jedoch nicht festzustellen. Dieses Verhalten deckt sich mit der aus Kerbschlagbiegeversuchen in der Literatur gewonnenen Erkenntnisse, dass austenitischen Werkstoffe keine ausgeprägte Sprödbrechneigung – eine Belastung unter hohen Verformungsgeschwindigkeiten - aufweisen. Auch für die Zugfestigkeit zeigt sich, dass kein deutlicher Einfluss der Dehnrates bzw. Verformungsgeschwindigkeit erkennbar ist. Auch dieses Verhalten deckt sich mit dem in der Literatur dargestellten Verhalten austenitischer Werkstoffe, [67].

Im Gegensatz hierfür ist für den ferritischen Werkstoff eine deutliche Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Dehnrates zu erwarten. Dies zeigt sich auch in den durchgeführten Untersuchungen für ungekerbte Proben, Abbildung 32, [67].

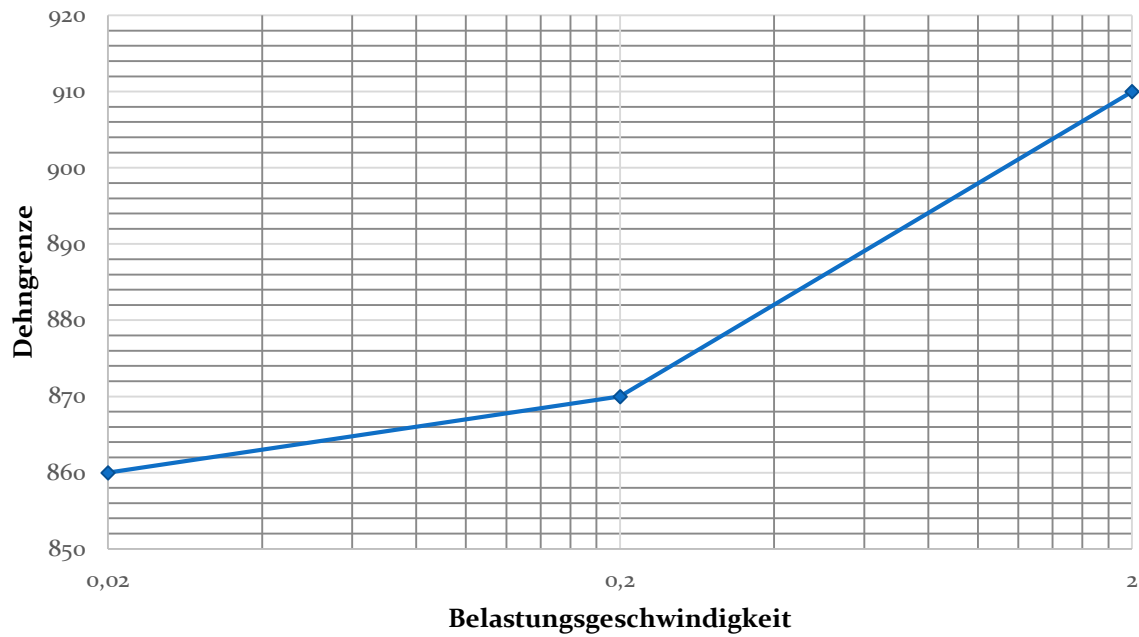


Abbildung 32: Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit für HCT780XD

Diese Verhalten ist auch unter einer zusätzlichen geometrischen Kerbe erkennbar. Auch für den ferritisch-bainitischen Werkstoff zeigt sich eine deutliche Abhängigkeit des Dehnungsverhaltens von der Kerbgeometrie. Abbildung 33 zeigt das Verformungsvermögen in Abhängigkeit der Kerbformzahl und der Dehnrage. Deutlich ist auch hier die Abnahme der Bruchdehnung mit ansteigender Kerbformzahl zu erkennen.

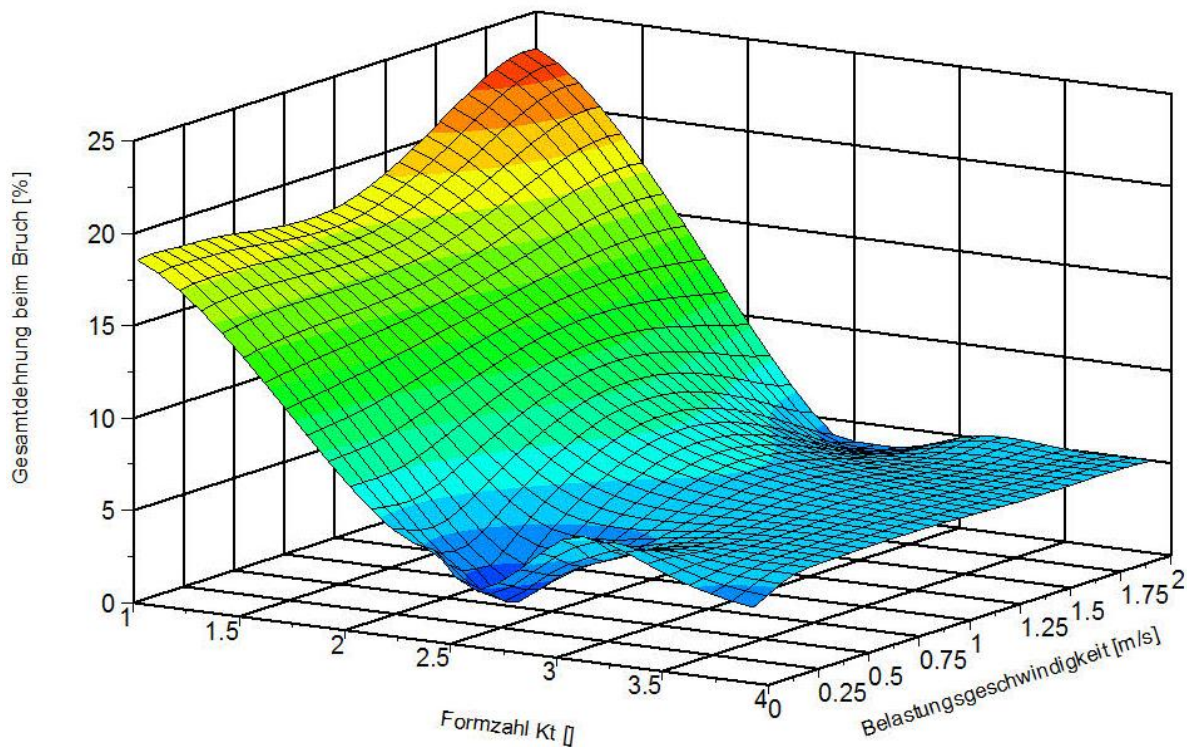


Abbildung 33: Auswirkung von Kerben auf das Verformungsverhalten eines ferritisch-bainitischen Komplexphasenstahles (1.0954, HCT 780XD) in Abhängigkeit von Formzahl und Dehnrage

Auch hier zeigt sich, dass eine geminderte Kerbwirkung das Dehnungsverhalten positiv beeinflusst, bzw. dass je höher die Kerbformzahl ist, das Dehnungspotential abnimmt. Bei hohen Formzahlen zeigt sich kein Einfluss auf das Verformungsverhalten mehr. Es zeigt weiterhin ein deutlicher Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf das Verformungsvermögen bei ungekerbten Proben.

4.1.3 Ergebnisse der Betrachtung unterschiedlicher Werkstoffgruppen

Es zeigt sich bei der Untersuchung verschiedener Kerbgeometrien mit verschiedenen Formzahlen für unterschiedliche Werkstoffe, dass insbesondere das Dehnungsverhalten durch die Kerben unabhängig von der Dehnrage beeinflusst wird. Eine Minderung der Kerbwirkung wirkt sich somit positiv auf das Dehnungsverhalten aus. Einen deutlich festigkeitsmindernden Einfluss durch die Kerben konnte nicht festgestellt werden. Daher ergibt sich für die Betrachtung des Leichtbaupotentials die Anforderung, dass die Streckgrenze unter Normalspannungsbelastung des Grundwerkstoffes erreicht werden sollte um dessen Leichtbaupotential vollständig ausnutzen zu können.

5 Einfluss verschiedener Gefügebestandteile auf die Ermüdungsfestigkeit

Nach der Beschreibung des Einflusses von geometrischen Kerben auf die Festigkeit unter variierenden Lasten ist eine Betrachtung von mikrostrukturellen Einflüssen von entscheidender Bedeutung um eine funktionale Werkstoffauswahl durchführen zu können. Als wichtigstes Kriterium kann das Verhalten unter zyklischer Last identifiziert werden, da dieses unabhängig von der Stahlgüte, als universell angesehen wird. Um die These, dass verschiedene Gefügemorphologien unterschiedliche zyklische Festigkeiten aufweisen können, und somit das Herstellungsverfahren einen Einfluss auf die Eigenschaften unter zyklischer Last haben können validieren zu können wird nachfolgend eine Variante zur Bestimmung des Einflusses von unterschiedlichen Gefügebestandteilen auf die Eigenschaften des Stahles unter zyklischer Last dargestellt.

Eines der wichtigsten Gefügebestandteile stellt in Stählen der Zementit dar, da er in verschiedenster Form in nahezu jedem Stahl auftritt.

Um die Ermüdungsfestigkeit und das Rissbildungsverhalten in Abhängigkeit der Ausformung des Zementits untersuchen zu können, müssen zunächst Proben mit unterschiedlich ausgeformtem Zementit hergestellt werden. Aus der Literatur ist bekannt, dass sich beim Glühen kurz unterhalb der Austenitisierungstemperatur die Zementitzeilen auflösen und sich der Zementit kugelförmig ausformt, Abbildung 35, [68]. Um diesen Effekt deutlich zeigen zu können, wird zur Verifizierung des Einflusses der Zementitmorphologie auf die Schwingfestigkeit auf einen Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,45% (C45) zurückgegriffen.

Um einen homogenen Werkstoffzustand gewährleisten zu können, wurde das Probenmaterial vor der Probenfertigung wärmebehandelt. Zunächst wurde ein Normalglühen bei 865°C für 60 Minuten durchgeführt. Die Abkühlung erfolgte an Luft. Nach der Wärmebehandlung konnte ein Perlitanteil von 72% nachgewiesen werden.

Daran schlossen sich zur kugelförmigen Zementiteinformung Weichglühvorgänge mit anschließender Abkühlung der Proben in Luft an. Abbildung 34 zeigt den Temperaturverlauf der Proben bei der Wärmebehandlung schematisch. Die Glühtemperatur betrug bei allen Versuchen 670°C. Die Glühdauer wurde dabei zwischen 15 und 1000 Minuten variiert.

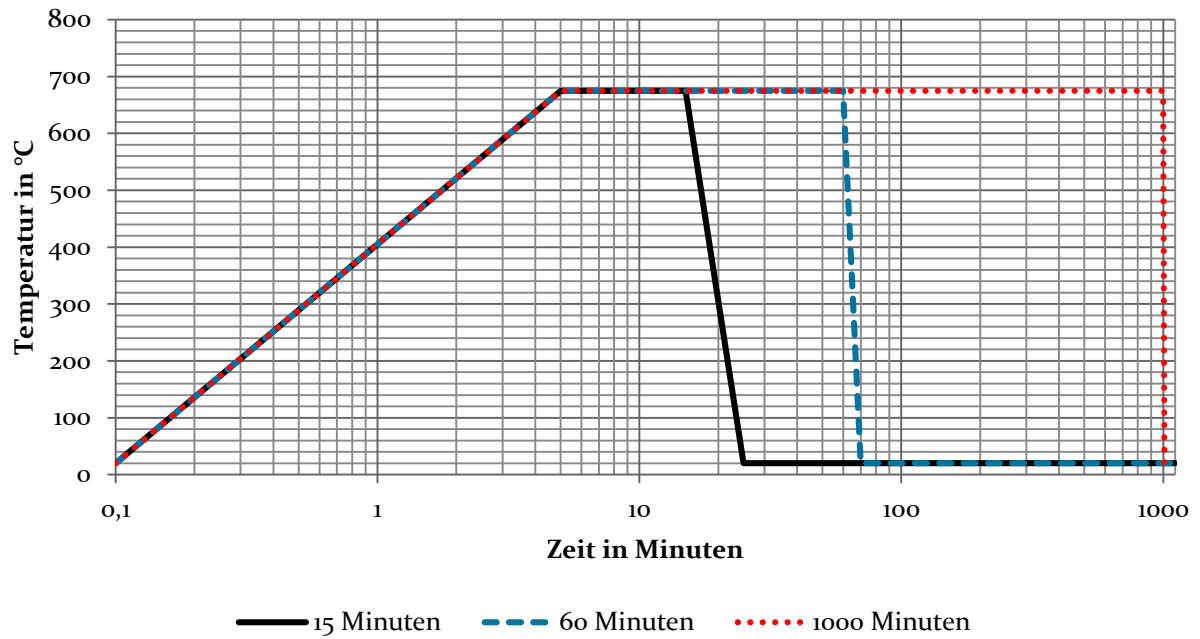


Abbildung 34: Schematische Darstellung des Temperaturverlaufes während der Wärmebehandlung

Das entstehende Gefüge nach der Wärmebehandlungen ist in Abbildung 35 zu sehen. Das Gefüge unter 15 Minuten Wärmebehandlung zeigt im Vergleich zum Ausgangszustand keine erkennbaren Veränderungen. Bei längeren Glühzeiten ist deutlich zu erkennen, dass sich der Perlit auflöst und sich globulare Ausscheidungen innerhalb des ferritschen Gefüges bilden.

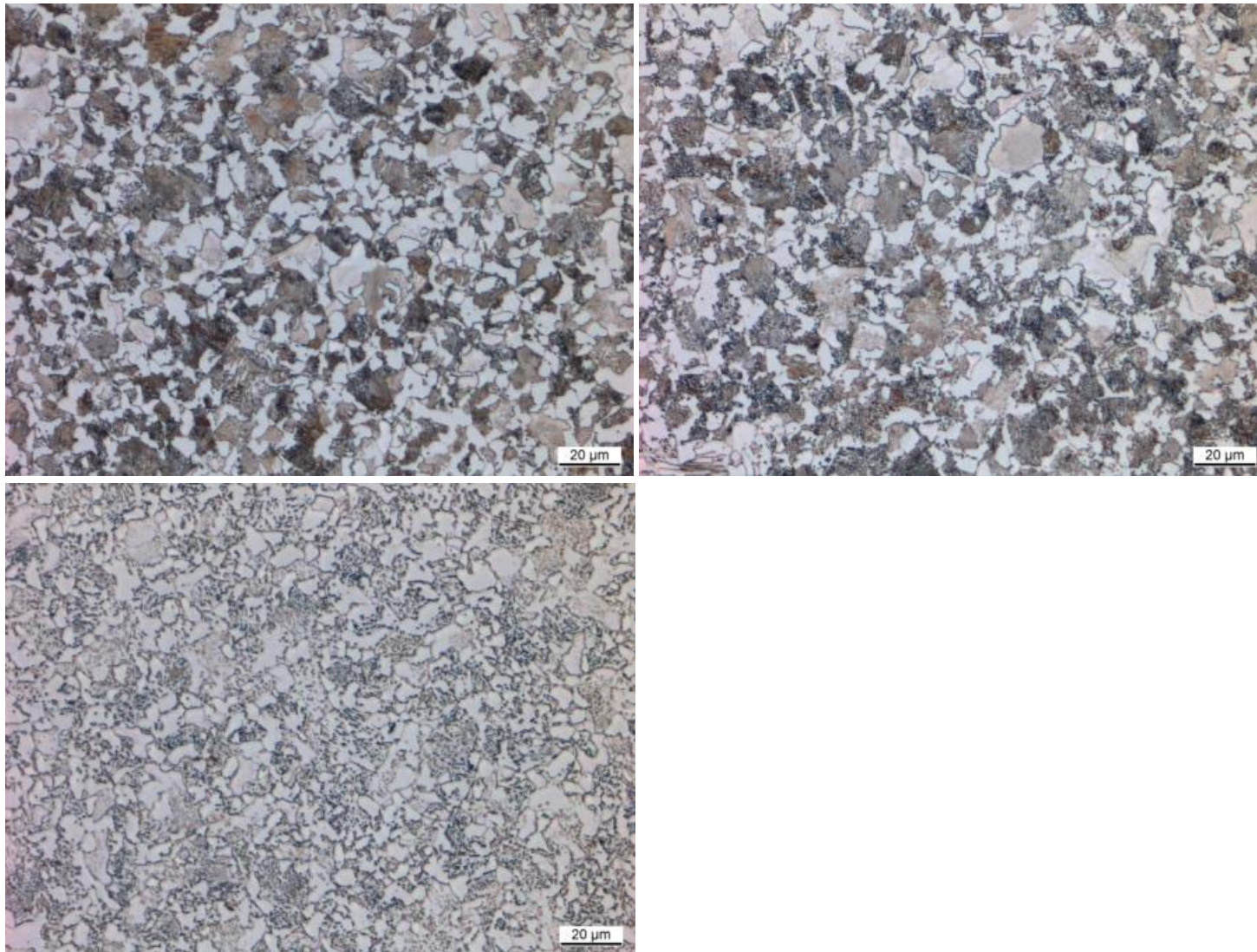


Abbildung 35: Gefüge C45 nach Wärmebehandlung; oben links 15Minuten, oben rechts 60 Minuten und unten 1000 Minuten

Die mechanischen Eigenschaften der so hergestellten Proben sind in Tabelle 6 aufgeführt und in Abbildung 36 grafisch dargestellt. Deutlich ist die verminderte Festigkeit des Werkstoffes in Abhängigkeit des Perlits erkennbar.

Prüfung	E-Modul in GPa	R _{el} in MPa	R _{eH} in MPa	R _m in MPa	A in %	Perlitanteil / Zementanteil in %
15 Minuten	207	435	479	683	22	58
60 Minuten	211	412	425	629	20	49
1000 Minuten	211	310	404	550	18	32

Tabelle 6: Mechanische Eigenschaften nach der Wärmebehandlung

Die Bestimmung des Perlitgehaltes erfolgte über eine optische Bestimmung der Phasenanteile an den metallografischen Schliffen nach einer Ätzung mit Nital.

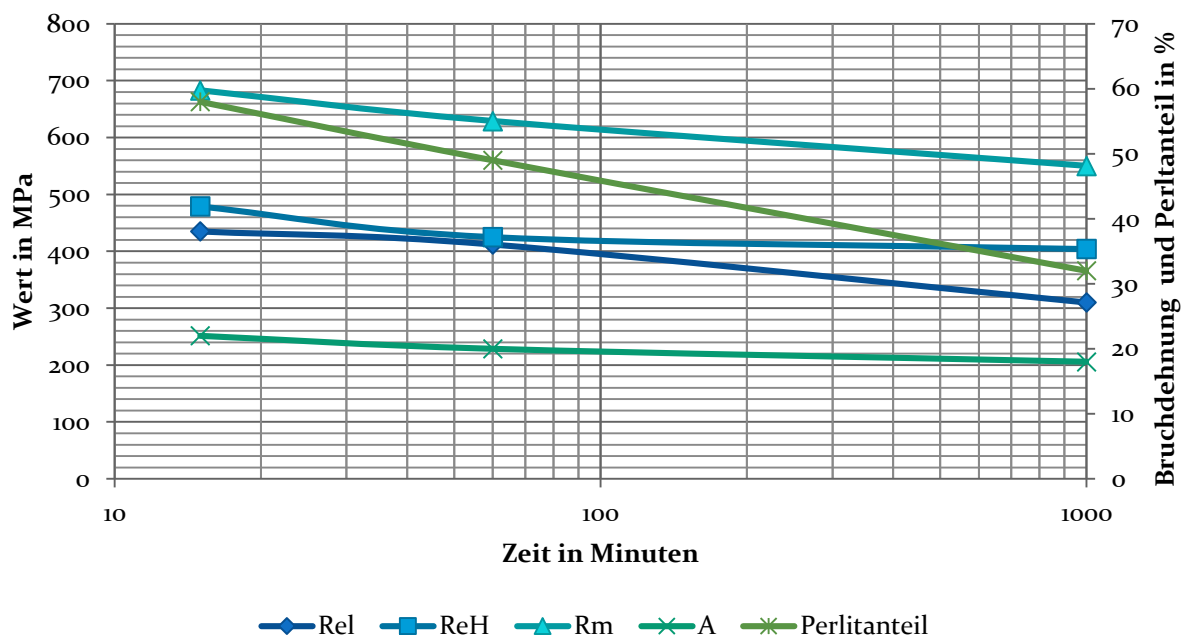


Abbildung 36: Veränderung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszeit

5.1 Abschätzung beginnender irreversibler plastischer Verformung für unterschiedliche Gefügezusammensetzungen

Zur Abschätzung der beginnenden irreversiblen plastischen Verformung kann die Tatsache genutzt werden, dass sich bei einer Materialprobe mit steigender zyklischer Belastung eine deutliche Temperatursteigerung einstellt. Diese ist nicht nur von der zyklischen Belastungshöhe abhängig, sondern auch von den mikrostrukturellen Vorgängen in der Probe. So werden bei plastischen Verformungsvorgängen in der Probe ca. 90% bis 95% der eingebrachten Energie in Wärme

umgewandelt, [69]. Dies ist bei elastischen Verformungsvorgängen nicht der Fall. Daher kann der Übergang von elastischem zu elastisch-plastischen Dehnungsverhalten durch den Übergang zwischen der linear mit der Belastung korrelierenden Temperaturerhöhung im elastischen Bereich und der exponentiellen Korrelation unter elastisch-plastischer Verformung bestimmt werden. Da im Allgemeinen davon ausgegangen wird, dass unterhalb der Dauerfestigkeit zumeist nur elastische Verformungen auftreten, kann somit der Übergang von Dauerfestigkeit zur Zeitfestigkeit in einem Versuch mit kontinuierlich steigender Spannungsschwingbreite abgeschätzt werden, [69], [70], [71].

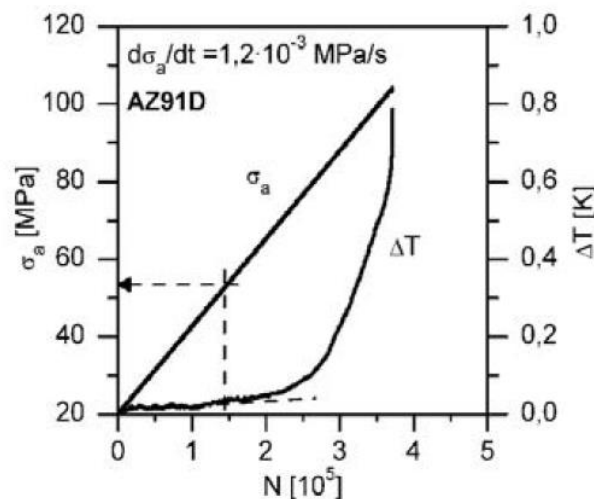


Abbildung 37: Temperaturänderung in einem kontinuierlichen Laststeigerungsversuch AZ91D, [70]

Ein ähnliches Verhalten kann auch für den spezifischen elektrischen Widerstand der getesteten Materialien beobachtet werden, [72].

5.1.1 Kritische Auseinandersetzung mit der weiteren Methodik aus der Literatur

In der genannten Literatur wird neben dem Beginn von plastischer Verformung - durch die Literatur als Dauerfestigkeit bezeichnet - auch das Herleiten weiterer zyklischer Kenngrößen spekuliert. Die nachfolgend aufgeführten Ergebnisse - unter Berücksichtigung der Einschränkungen der Messmethodik - lassen den Schluss zu, dass zur schlüssigen und zutreffenden Ermittlung zyklischer Eigenschaften auf Basis einer minimalen Versuchsanzahl noch Forschungsbedarf existiert, da in den dargestellten Ergebnissen eine deutliche Streuung der Temperaturverläufe innerhalb eines Probensatzes auftrat. Die in der angegebenen Literatur dargestellte Möglichkeit der Ableitung aller Kenngrößen für die zyklische Festigkeit von Werkstoffen mit nur einem Versuch erscheint daher zweifelhaft. Jedoch kann die dargestellte Theorie über die auftretenden Phänomene mit Hinblick auf die erste Schädigung nach den durchgeführten Experimenten bestätigt werden.

5.1.2 Experimenteller Aufbau und Vorgehen zur Abschätzung der beginnenden plastischen Verformung

In Anlehnung an die Untersuchungen von Walther, Starke und Eifler, u.a. [70], [71] und [73] wurde ein Versuchsaufbau zur Abschätzung der Dauerfestigkeit der wärmebehandelten Proben aufgebaut. Dabei wurde die Temperatur in der Probenmitte mittels Thermoelement während der zyklischen Belastung mit einer Frequenz von einem Herz gemessen. Zur Umgebungstemperaturkompensation wurden zwei weitere Thermoelemente an einer einseitig eingespannten und unbelasteten Probe befestigt. Die Belastung erfolgte mit einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$. Die geringste Spannungsschwingbreite betrug 25 MPa und wurde alle 50.000 Lastwechsel um 12,5 MPa erhöht. Abbildung 38 zeigt den Verlauf der Spannungsschwingbreite bei den durchgeführten Laststeigerungsversuchen schematische über die aufgebrachte Lastspielzahl. Die sich durch das Anpunkten des Thermoelementes ergebende geometrische und metallurgische Kerbe wird hier in Kauf genommen, da in den Versuchen nicht die Bestimmung weiterer Kenngrößen, wie Rissinitiierung oder Risswachstum, fokussiert wird, sondern lediglich die beginnende plastische Verformung detektiert werden soll. Es ist davon auszugehen, dass über das Probenvolumen eine Vielzahl an lokalen Plastifizierungen auftreten und über Wärmeleitung die Verformungsenergie in den gesamten Probenkörper konduktiv transportiert wird. Daher kann die beginnende plastische Verformung als integrale Messgröße antizipiert werden. Die Applikation des Thermoelementes erfolgte derart, dass eine Beeinflussung der Ergebnisse nicht zu erwarten ist.

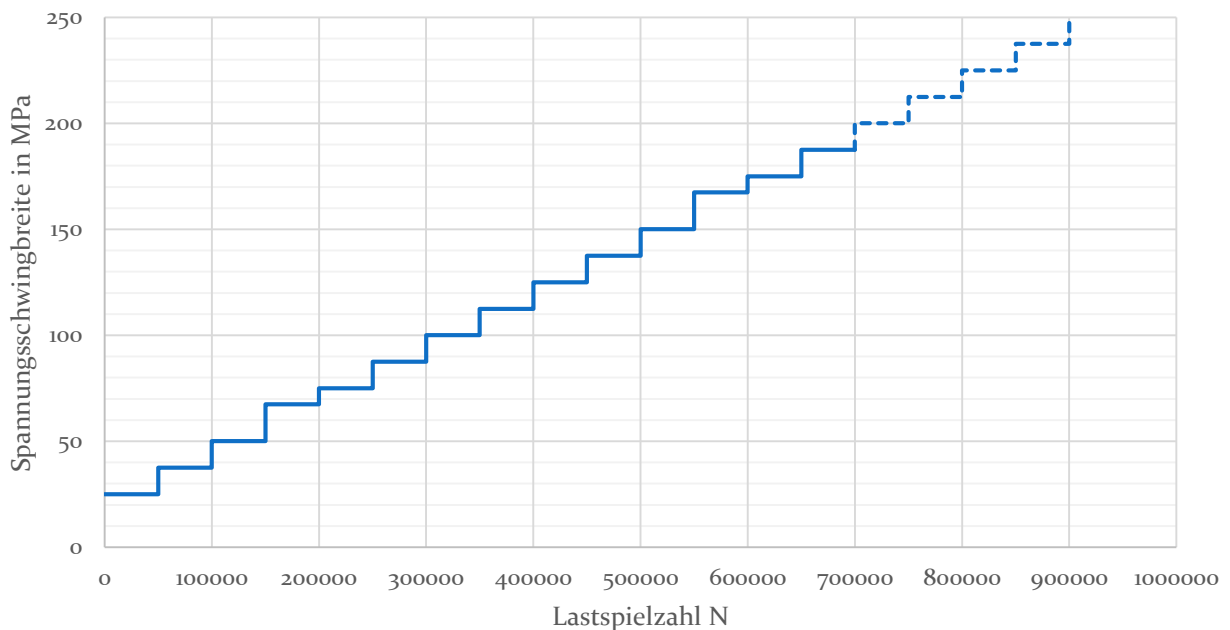


Abbildung 38: Schematische Darstellung der Spannungsschwingbreite bei den durchgeführten Laststeigerungsversuchen

5.1.3 Beginnende plastische Verformung unter zyklischer Last

Alle durchgeführten Versuche von Werkstoffen mit kubisch raumzentrierter Elementarzelle zeigen ein ähnliches Verhalten. Abbildung 39 zeigt die aufgenommenen Erwärmungsverläufe über die Belastungsschwingbreite. Um eine adäquate Beschreibung der Vorgänge zu ermöglichen, wurden die Verläufe so verschoben, dass der Mittelwert des ersten linearen Bereiches als erwärmungslos definiert wurde. Sie zeigen alle zunächst eine leichte Zunahme der Temperaturerhöhung, um dann einen linearen Temperaturbereich auszubilden und im Weiteren eine deutliche Zunahme der Erwärmung zu zeigen.

Anhand der in Abbildung 39 dargestellten typischen Verläufe der Probenerwärmung über der Belastungsschwingbreite lassen sich korrespondierend zur in 5.1 vorgestelltem Vorgehen drei Bereiche definieren, Abbildung 40.

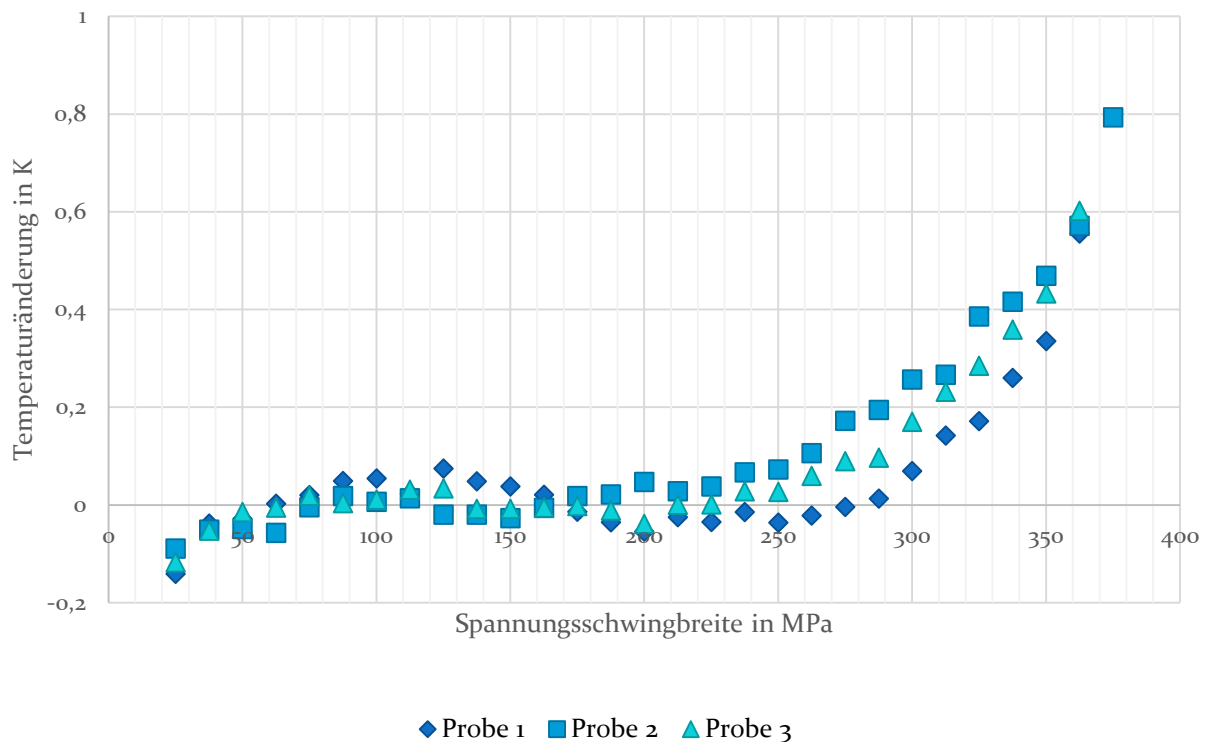


Abbildung 39: Temperaturänderung für eine Wärmebehandlungsdauer von 15 Minuten in Abhängigkeit der Spannungsschwingbreite im Laststeigerungsversuch

Im ersten Bereich treten nur elastischen Verformungsanteile auf. Im zweiten Bereich kommen plastische Verformungsanteile hinzu und im dritten Bereich sind die plastischen Verformungsanteile dominierend und die beim makroskopischen Risswachstum umgesetzte Energie kommt hinzu.

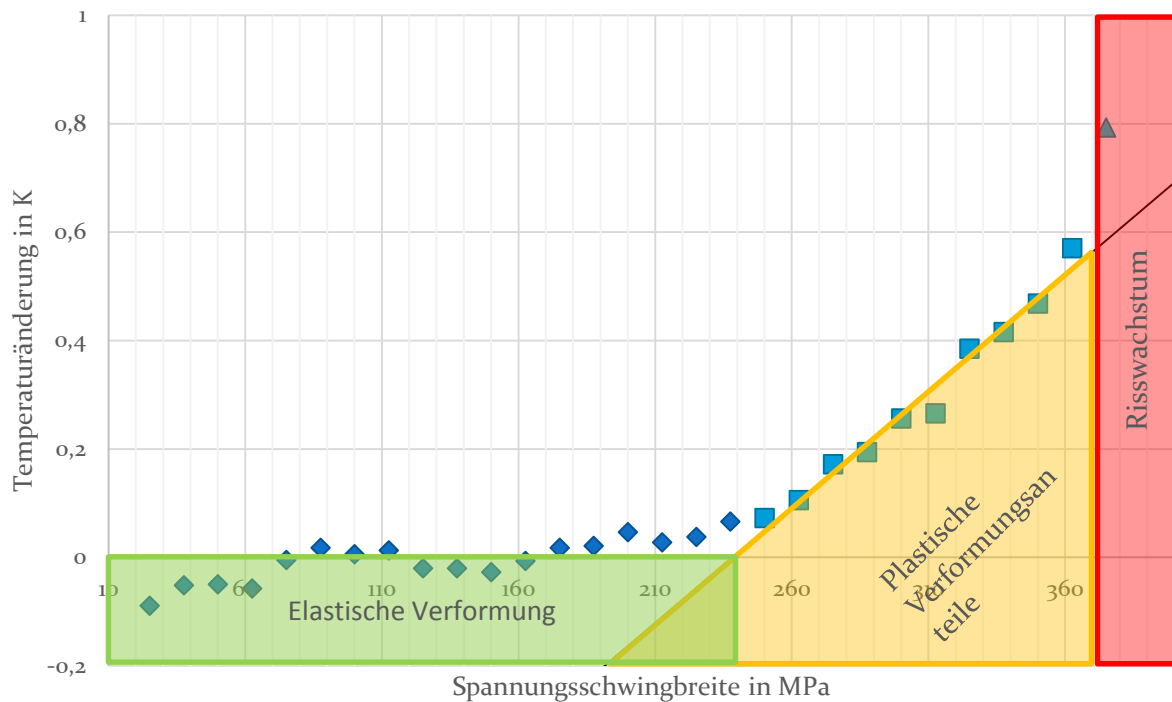


Abbildung 40: Einteilung der Temperaturerhöhung durch die zyklische Belastung

Für die Betrachtung der Auswirkung von unterschiedlichen Gefügeausprägungen auf den Beginn der plastischen Verformung ist jedoch nur der Übergang vom ersten in den zweiten Bereich von Interesse. Dieser lässt sich wie in Abbildung 41 bestimmen. Bei zunehmender Belastung ist hier auch der Beginn des Bereiches mit ausgeprägter plastischer Verformung und dem Risswachstum zu erkennen.

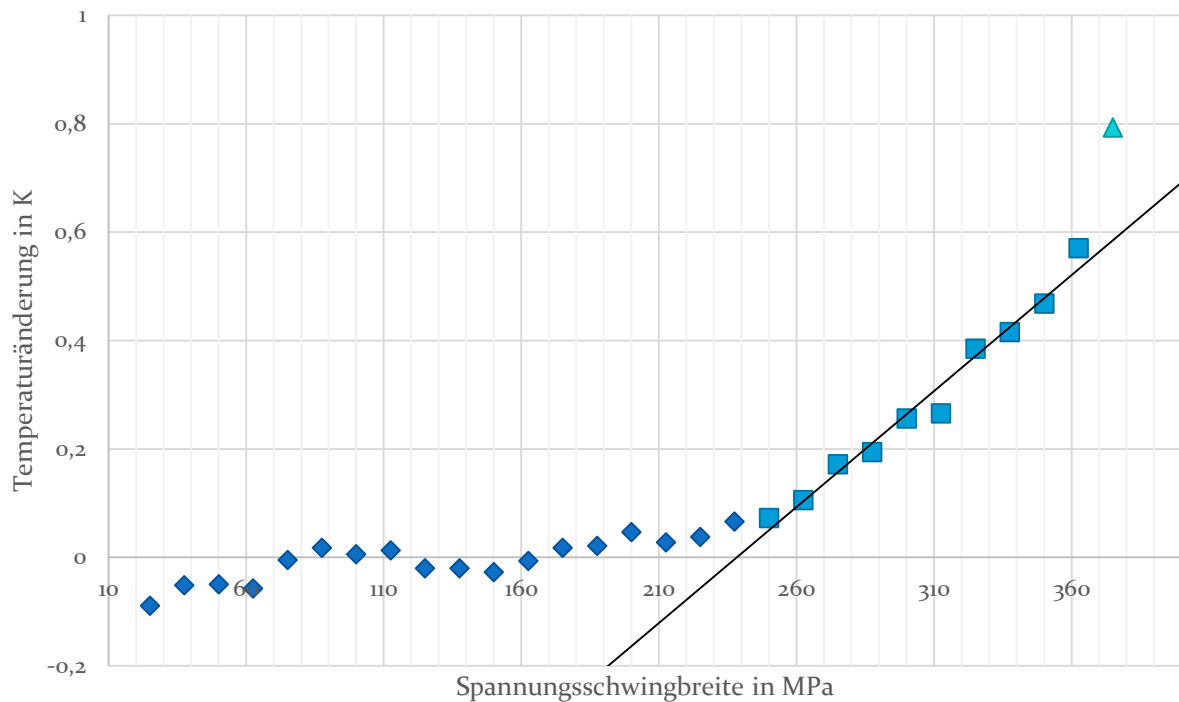


Abbildung 41: Vorgehen zur Abschätzung des Beginns der plastischen Mikroverformung

Tabelle 7 zeigt die ermittelten Spannungsschwingbreiten für die unterschiedlichen Gefügestrukturen des C45. Wie zu erkennen ist, gibt es keine signifikanten Unterschiede.

Tabelle 7: Beginn der plastischen Anteile bei der Verformung (C45 unterschiedliche Wärmebehandlungsdauern)

	15 Minuten	60 Minuten	1000 Minuten
Beginn der plastischen Anteile bei der Verformung	240	250	260

5.1.4 Interpretation der gewonnenen Erkenntnisse und weiteres Vorgehen

Da die ermittelten Spannungsschwingbreiten, unter denen erste plastische Verformungsanteile auftreten, sich nicht deutlich voneinander unterscheiden, stellt sich nun die Frage, ob der Widerstand des Werkstoffes gegen mikroskopische plastische Verformungen nicht werkstoffimmanent bzw. gitterimmanent ist. Trotz der sehr ähnlichen abgeschätzten Dauerfestigkeiten zeigt sich jedoch für die mit der Streckgrenze normierte Dauerfestigkeit ein deutlicher Zuwachs an spezifischer zyklischer Festigkeit für diese Spannungsschwingbreite, Abbildung 42.

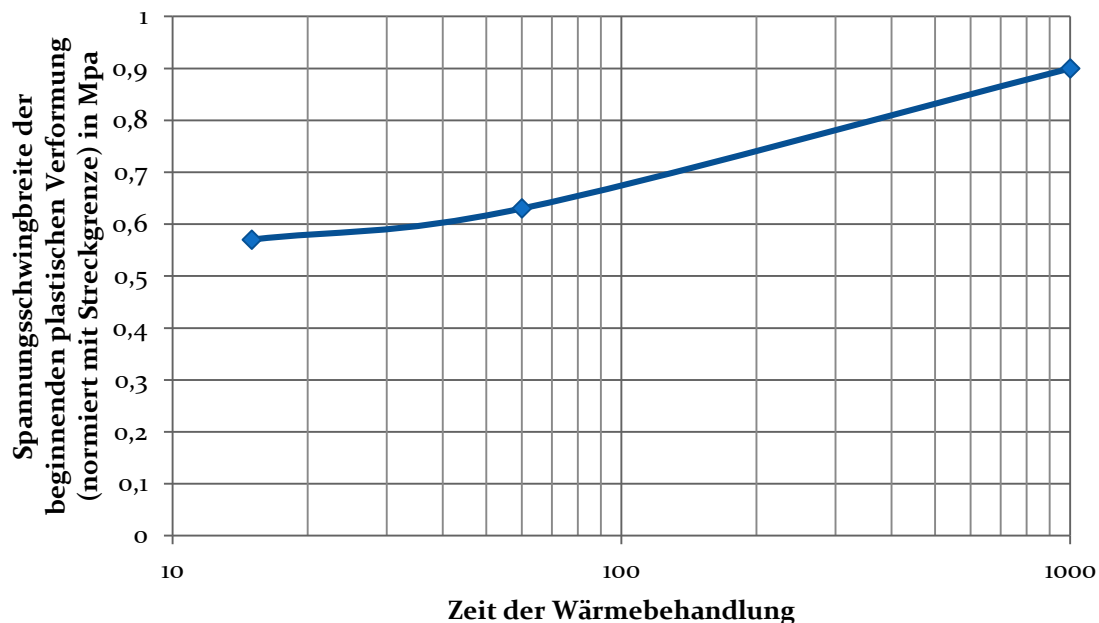


Abbildung 42: Abgeschätzte Dauerfestigkeit (normiert mit der Streckgrenze) – Spezifische Ermüdungsfestigkeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsdauer

Dieses Verhalten wird jedoch durch die Minderung der Streckgrenze durch die durchgeführte Wärmebehandlung ausgelöst - ein signifikant geänderter Beginn von plastischer Verformung im mikroskopischen Bereich bleibt aus.

Um zu klären ob der Beginn der plastischen Mikroverformung eine gitterimmanente Eigenschaft ist, wird zunächst ein weiterer primär ferritischer Werkstoff untersucht.

Der Werkstoff S700MC weist ein primär ferritisches Gefüge auf, bei dem sich auf den Korngrenzen Tertiärzementit nachweisen lässt. Zudem zeigen sich partiell martensitische Anteile im Gefüge, vgl. 7.1 und Folgende.

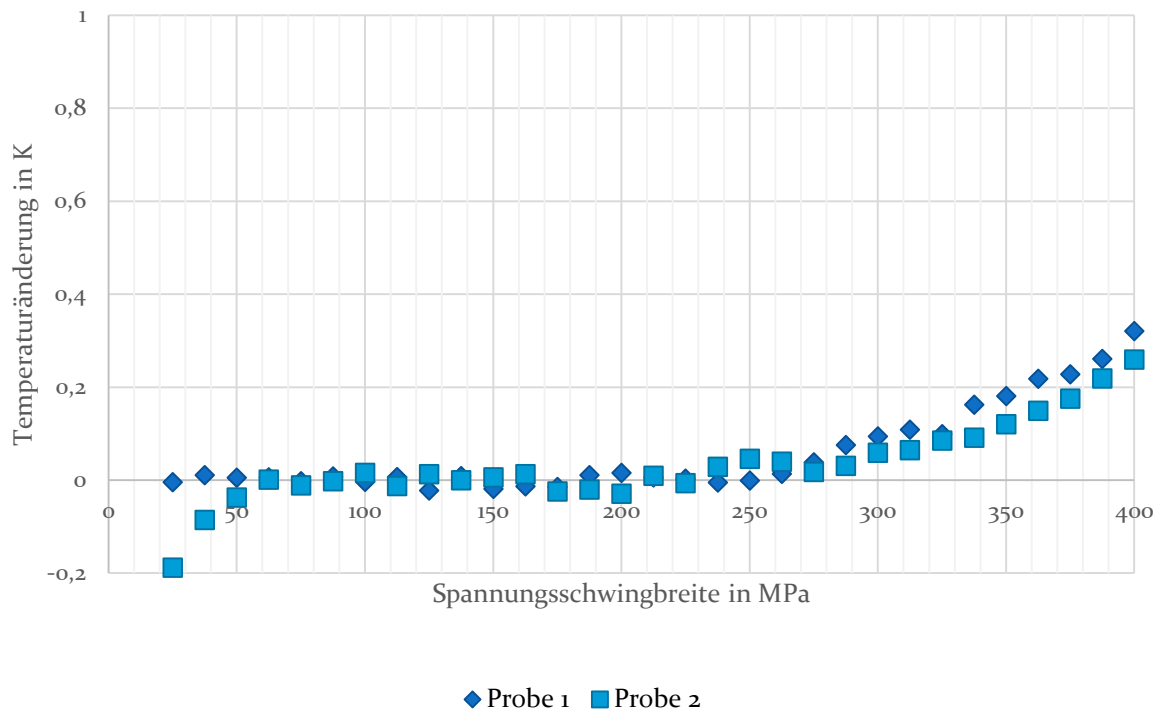


Abbildung 43: Temperaturerhöhung während der Laststeigerungsversuche für S700MC

Die Auswertung der durchgeführten Laststeigerungsversuche mit Temperaturmessung ergibt bei Darstellung der Spannungsschwingbreite über die Temperaturänderung einen Beginn der Temperaturerhöhung bei einem $\Delta\sigma$ von 275 MPa. Jedoch ist die Identifizierung durch den geringen Gradienten der Kurve deutlich erschwert. Für einzelne Messungen kann der Übergang auch bei ca. 240 MPa für $\Delta\sigma$ antizipiert werden, je nachdem welche Messpunkte zur Bildung der Geraden für die partiellplastischen Verformungsvorgänge herangezogen werden. Im Vergleich zum Beginn der plastischen Verformung des Werkstoffes C45 ist der Verlauf der Geraden im Bereich mit plastischen Verformungsanteilen flacher. Es zeigt sich weiterhin, dass die maximale Temperaturerhöhung im Vergleich zum C45 in allen Wärmebehandlungszuständen deutlich geringer ausfällt. Somit kann davon ausgegangen werden, dass sich das Verhalten der Werkstoffe bei der plastischen Verformung nach deren Beginn unter zyklischer Last deutlich voneinander unterscheidet.

Zwischen den getesteten Versuchswerkstoffen treten im Fall des Beginns der plastischen Mikroverformung nur kleine Unterschiede auf. Daher kann davon ausgegangen werden, dass für alle ferritischen Stähle ähnliche Mechanismen für den Beginn der plastischen Mikroverformung unter zyklischer Belastung verantwortlich sind.

Gemäß dem vorgestellten Verhalten von Werkstoffen unter der Einwirkung von Kerben und der gängigen Theorie über die werkstoffseitigen Vorgänge bei plastischer Verformung, kann davon ausgegangen werden, dass sich die plastische Mikroverformung von zwei grundlegenden werkstoffimmanenten Eigenschaften abhängt.

Die eine Eigenschaft kann dabei als die Aktivierungsenergie/Aktivierungsspannung von Gleitebenen des Atomgitters antizipiert werden und die andere als die durchschnittliche Größe von Gitterfehlern. Dabei

wird davon ausgegangen, dass die Fehleranzahl in den genutzten Werkstoffen auf Grund des Legierungssystems und des Herstellverfahrens als ausreichend und dass diese Fehler ubiquitär gleichmäßig über den Werkstoff verteilt sind. Zudem kann voraussichtlich davon ausgegangen werden, dass sich die Fehleranzahl zwischen den ferritischen Werkstoff nicht signifikant voneinander unterscheidet.

5.2 Abgleich mit der Theorie in der derzeitigen Auslegungspraxis

In 2.5.2.1 wurde die generelle Praxis bei der Auslegung von zyklisch belasteten Bauteilen vorgestellt. Wie dargestellt wird beim Kerbspannungskonzept eine maximale zyklische Kerbspannungsschwingbreite von 225 MPa für die Auslegung herangezogen. Da sich wie gezeigt der Beginn bei der plastischen Mikroverformung im Bereich von mehr als 225 MPa Spannungsschwingbreite zu finden ist, kann davon ausgegangen werden, dass für Stahlwerkstoffe mit einem Kohlenstoffgehalt von unter 0,45 Gew.-% dieser Wert als zutreffende Größe zum Beginn von plastischer Verformung angesehen werden kann. Über Stähle mit größerem Kohlenstoffgehalt kann nach den durchgeführten Untersuchungen keine Aussage getroffen werden.

Jedoch zeigt sich, dass sich die Energie, die durch die plastische Verformung frei wird, zwischen den beiden untersuchten Werkstoffen deutlich voneinander unterscheidet. Dieses Verhalten kann an den geringeren Temperaturerhöhungen beim Übergang zu höheren Spannungsschwingbreiten des S700M gegenüber dem C45 nachvollzogen werden. Deutlich ist dies an den unterschiedlichen Steigungen der Temperatur-Spannungsschwingbreitenkurven zu erkennen. Dies lässt auf langsames Ablaufen der inneren Schädigungsmechanismen schließen und somit die Schädigung des Werkstoffs auf mikroskopischer Ebene deutlich langsamer abläuft. Hieraus lässt sich die Vermutung ableiten, dass die im Vergleich zu anderen Werkstoffen verminderte Mikroschädigung durch die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Werkstoffes S700M, zu einer signifikanten Erhöhung der Festigkeit unter zyklischer Last führen kann. Des Weiteren bleibt nachfolgend zu klären, ob dieses Verhalten durch das Schweißen des Werkstoffes nachteilig beeinflusst wird.

5.3 Auswirkungen auf die Festigkeitserhöhung von Schweißverbindungen

Da der Beginn von plastischen Schädigungsmechanismen als gitterimmanenter Wert eingestuft wurde, kann für die angestrebte funktionale Werkstoffauswahl eine Verbesserung der Verbindungseigenschaften nur dann gewährleistet werden, wenn sichergestellt wird das im Kerbgrund am Übergang zwischen Schweißnaht und Grundwerkstoff ausreichendes Plastifizierungspotential ohne Verfestigungsneigung des Werkstoffes vorliegt. Daher wird auf die Härte der unterschiedlichen Bereiche der Wärmeeinflusszone nachfolgend genauer untersucht.

6 Ableiten typischer Probenformen

Um die konstruktive Bauweise der Rahmenkonstruktionen in der Forst- und Agrartechnik für die wissenschaftliche Untersuchung zur Steigerung der Verbindungsfestigkeit von Schweißverbindungen zu abstrahieren, muss zunächst ein Modellbauteil abgeleitet werden, um einheitliche Fügeprozessrandbedingungen, wie zum Beispiel reproduzierbare Abkühlzeiten, gewährleisten zu können. Dieses Modellbauteils sollte zum einen ein Hohlprofil – ein gängiges Konstruktionsmittel für die Rahmen - sowie einen flanschartigen Ansatz aufweisen. Das Hohlprofil bildet im Allgemeinen die Grundlage bei der Konstruktion von Rahmen in der Agrartechnik auf Grund seines hohen Widerstandsmomentes. Die Lasteinleitung wird durch diverse Anbauteile, die zumeist an flanschartigen zusätzlichen Elementen, wie zum Beispiel Flugscharen, sitzen, erreicht. Bei einer detaillierten Betrachtung der vorkommenden Schweißnahtgeometrien zeigt sich, dass zumeist Stumpfstöße und Kehlnähte auftreten. Aufgrund der erhöhten Kerbwirkung und der Dehnungsbehinderung durch das zusätzliche Material wird der Fokus der Untersuchungen auf die Kehlnaht gelegt.

Aus diesen Randbedingungen ergibt sich dann das in Abbildung 44 dargestellte Modellbauteil. Aus diesem können dann verschiedene Kleinstproben, zur Bestimmung der Festigkeiten unter verschiedenen Lastarten, herausgetrennt werden. Abbildung 45 zeigt das Fügen eines Modellbauteils mit Hilfe eines Roboters im Schweißlabor. Hierbei wird das Bauteil bewegt, der Brenner bleibt stationär. Dieses Vorgehen lässt ein Fügen in ausschließlich PB-Position zu.

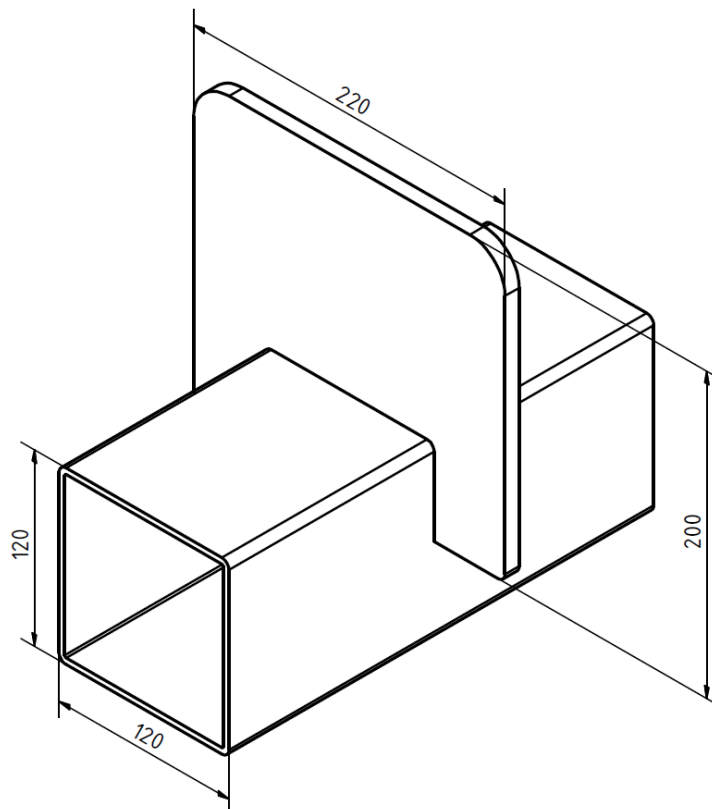


Abbildung 44: Modellbauteil für die Untersuchungen (Blechdicken variieren)

6.1 Auswahl einer Kleinstprobengeometrie

Die Auswahl der Kleinstproben zur Bestimmung der Festigkeiten unter unterschiedlichen Belastungsarten aus dem Modellbauteil kann aufgrund der unterschiedlichen Ansätze zur Auslegung von Stahlkonstruktionen entsprechend des Eurocodes 3 – 9, [25] oder den IIW Recommendations, [49] zur Auslegung von zyklisch belasteten Schweißkonstruktionen erfolgen. Hier wird wie in 2.5.2.1 weiter beschrieben nach dem Normalspannungskonzept oder nach dem Kerbspannungskonzept eine Auslegung von Bauteilen durchgeführt.



Abbildung 45: Fügen eines Modellbauteils, [74]

Daher ergeben sich aus dem in Abbildung 44 dargestellten Modellbauteil zwei Kleinstprobengeometrien die beiden Ansätzen genügen. Die Flachzugprobe in Abbildung 46 mit aufgeschweißtem Steg realisiert den Normalspannungsansatz unter Zug-/Druckbelastung. Die T-Probe realisiert bei Zugbelastung auf dem breiten Steg bei gleichzeitiger Einspannung des unteren Balkens den Ansatz zur Bestimmung der Kerbspannungen, entsprechend der Kerbspannungshypothese, da sich durch die Biegebelastung auf dem Balken eine deutlich erhöhte Spannung im Kerbgrund aufbaut.

Flachzugprobe

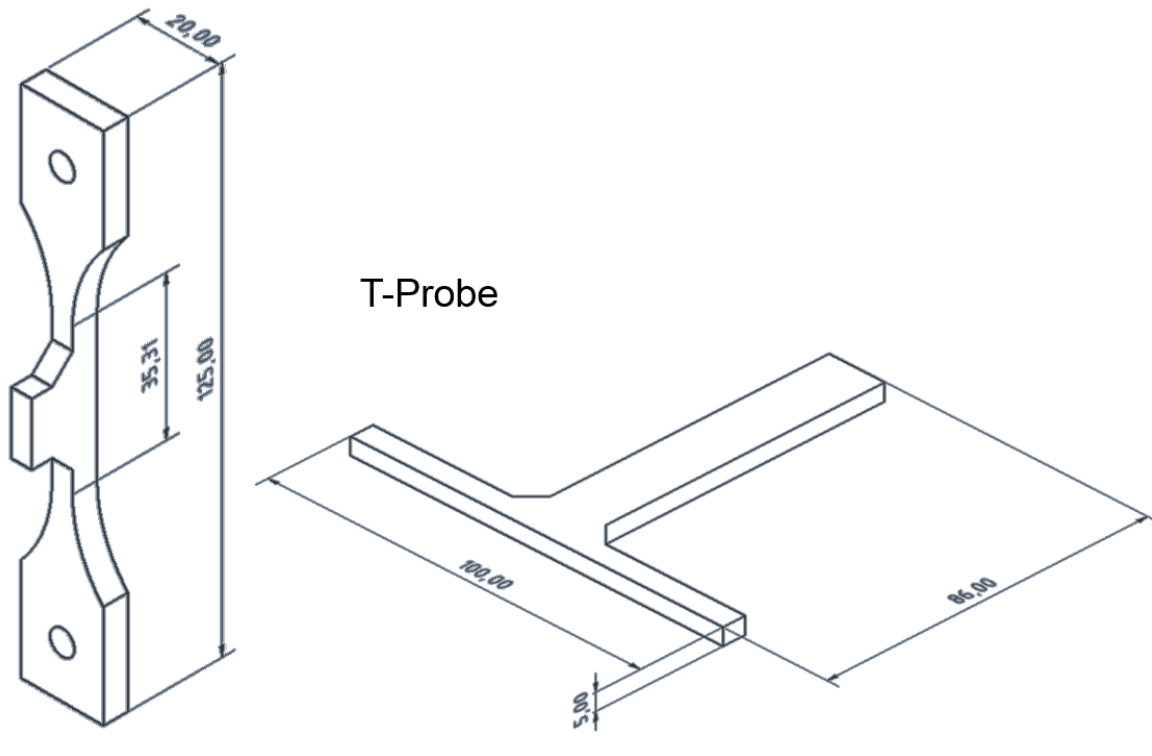


Abbildung 46: Abgeleitete Kleinstprobengeometrien

Die Bestimmung der lokalen Kerbspannungen erfolgte über eine FEM-Simulation. Als Kerbradius wurde nach der Vermessung zur besseren Einschätzung der wirkenden Kerbspannungen ein Radius von 0,5mm ausgewählt. Im Vergleich mit der Literatur und der Nutzung von Standardwerkstoffen ergab sich eine zur Normung für diesen Kerbfall äquivalente Einstufung hinsichtlich der technischen Dauerfestigkeit, so dass dieses Vorgehen als adäquat angesehen wird, [75].

7 Auswahl der Grundwerkstoffe

Bei der Generierung der Basiswerte für die funktionale Werkstoffauswahl ist es wichtig, die Anforderungen aus der Beispielanwendung und den gewonnenen Erkenntnissen aus der Betrachtung der geometrischen und metallurgischen Kerben, mit Hinblick erhöhter Verbindungsfestigkeit als auch die Vergleichbarkeit in Bezug auf die einfache schweißtechnische Verarbeitbarkeit sicherzustellen. Es lassen sich nun mehrere Anforderungen an die zu vergleichenden Versuchswerkstoffe stellen, die für die nachfolgend dargestellten Untersuchungen erfüllt sein müssen:

1. Vergleichbare Festigkeit
2. Vergleichbar gute Schweißbarkeit
3. Gleiche Stahlgruppe
4. Unterschiedliche chemische Zusammensetzung

Im Hinblick auf die ausgewählte Anwendung und die Anforderungen an die Werkstoffe, bietet sich die Stahlgruppe der Feinkornbaustähle für die Realisierung einer erhöhten Verbindungsfestigkeit an. Insbesondere die beiden Feinkornbaustähle S690Q und S700MC erfüllen die oben genannten Bedingungen vollständig.

7.1 Charakterisierung der Grundwerkstoffe

Um die Eigenschaften der ausgewählten Versuchswerkstoffe und deren Schweißverbindungen in Kontext zueinander setzen zu können, ist es zunächst erforderlich, deren Eigenschaften im ungefügten Zustand zu kennen. Des Weiteren sind die Eigenschaften in der Wärmeeinflusszone von möglichen Schweißverbindungen von gesteigertem Interesse. Auch diese Eigenschaften werden nachfolgend dargestellt.

7.1.1 Chemische Zusammensetzung und Gefüge

Die chemische Zusammensetzung der genutzten Grundwerkstoffe wurde mittels optischer Emissionsspektroskopie ermittelt. In Tabelle 8 sind die Ergebnisse für die verschiedenen Werkstoffe dargestellt. Diese stimmen nebst den weiter unten aufgeführten mechanischen Eigenschaften mit den normativ geforderten Werten überein (u.a. DIN EN 10149-2). Die ermittelten chemischen Zusammensetzungen zeigen den höheren Kohlenstoffgehalt des S690QL im Vergleich zum S700MC deutlich. Weiterhin zeigt sich, dass der thermomechanisch gewalzte Baustahl S700MC erhöhte Anteile von Mangan, Molybdän und Nickel bei gleichzeitiger Abnahme des Silizium- und Chromgehaltes aufweist.

Tabelle 8: Chemische Zusammensetzung der eingesetzten Werkstoffe

Werkstoff	Massengehalt in %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Ti	Nb	V
S700MC	0,07	0,26	1,54	0,01	<0,002	0,05	0,11	0,15	0,036	0,05	0,07	0,07
S690QL	0,11	0,34	1,23	0,003	<0,002	0,526	0,169	0,10	0,06	0,02	0,003	0,015

Deutlich erkennbar ist, dass es sich bei der Güte S700MC und der Güte S690QL um niedriglegierte, kohlenstoffarme, schweißbare Stähle handelt, Tabelle 8. Sie sind wie für Feinkornbaustähle üblich mit den Elementen Titan, Vanadium und Niob mikrolegiert und weisen einen größeren Anteil an Mangan auf. Das Gefüge dieser Stähle ist sehr feinkörnig und besteht aus Ferrit und Martensit im Falle des S700MC, Abbildung 47 und Abbildung 48. Im Fall des S690QL ist das Gefüge als ferritisch-bainitisch zu charakterisieren.

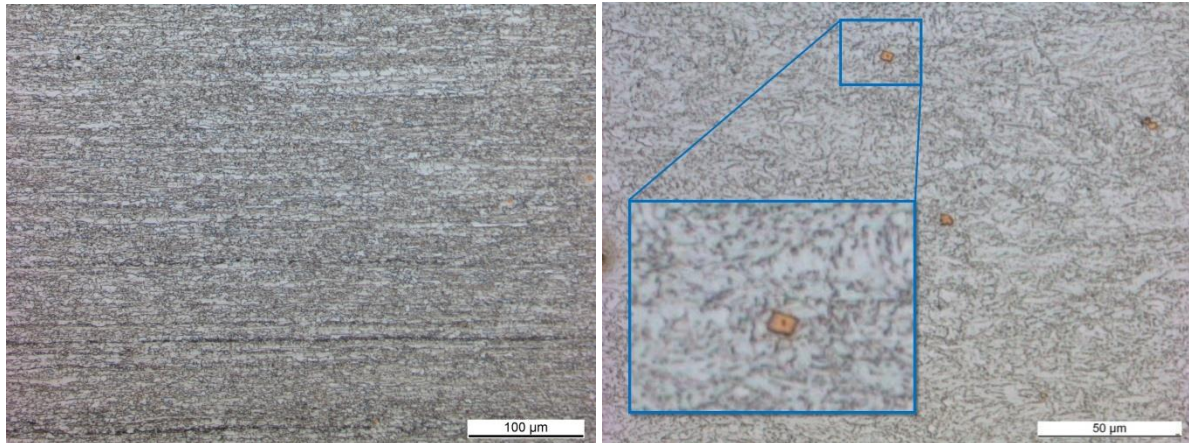


Abbildung 47: Gefügaufnahmen S700MC/S700MH

Deutlich sind größere globulare Titannitridausscheidungen (gelblich) zu erkennen. Diese finden sich verteilt über den gesamten Grundwerkstoff und sind typisch für thermomechanisch gewalzte Feinkornbaustähle. Neben den Titannitridausscheidungen weist der Stahl weiterhin eine Walzzeitigkeit auf. Diese ist insbesondere im linken Bild der Abbildung 47 deutlich zu erkennen. Im Gegensatz hierzu weist der wasservergütete Feinkornbaustahl S690QL ein eindeutiges bainitisches Gefüge auf, Abbildung 48. Eine ausgeprägte Gefügeanisotropie ist beim S690QL nicht zu erkennen. Die Korngröße ist im Vergleich zur Stahlgüte S700MC deutlich größer.

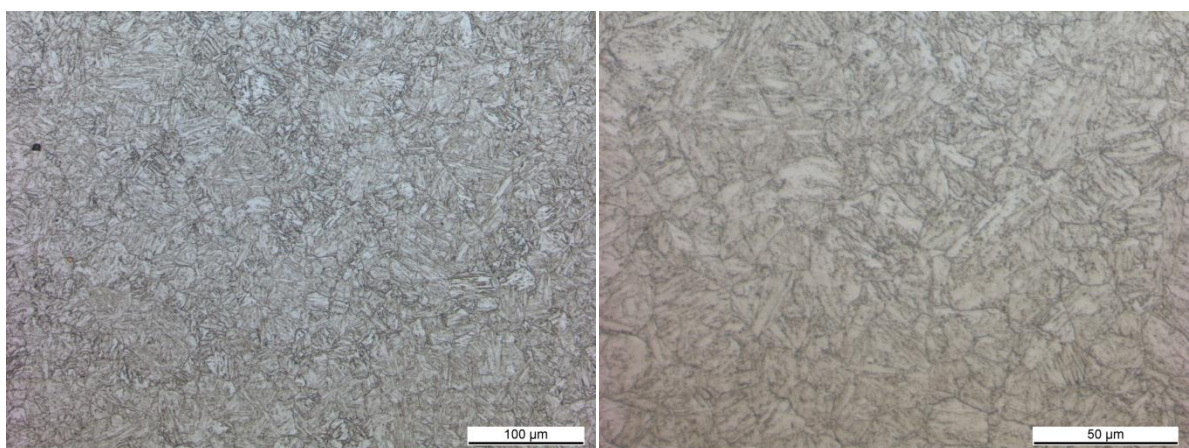


Abbildung 48: Gefügaufnahmen S690QL

7.1.2 Mechanische Kennwerte

Zur Bestimmung der quasistatischen mechanischen Kennwerte der Versuchsmaterialien wurden Zugversuche durchgeführt, Tabelle 9. Dabei wurde die Walzrichtung sowie Fertigungsbedingungen bei der Probenentnahme berücksichtigt. Neben dem thermomechanisch hergestellten Feinkornbaustahl S700MC sind weiterhin die mechanischen Eigenschaften des wasservergüteten Feinkornbaustähle S690QL aufgeführt, [76], [75].

Tabelle 9: Mechanische Kennwerte der untersuchten Werkstoffe

Prüfung	E-Modul in GPa	R _{p0,2} in MPa	R _m in MPa	A in %
S700MC längs	187,95	722,0	820,0	10,2
S700MC quer	202,93	726,0	795,3	12,07
S690QL längs/quer	221,7	742,33	832,55	10,76

Deutlich ist zu erkennen, dass die mechanischen Eigenschaften typische Werte für diese Stahlgruppe aufweisen. Des Weiteren sind Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung wie in den Anforderungen definiert, vergleichbar.

7.1.2.1 Unterschiede im Gefüge durch Mikrophasen

Bei der detaillierteren Betrachtung der Besonderheiten der beiden Versuchswerkstoffe zeigen sich weitere deutliche Unterschiede. Während der S690Q ein ferritisch-bainitisches Gefüge aufweist, siehe Abbildung 49 zeigt der S700M deutliche martensitische Anteile – in den nachfolgenden Bildern als weiße Bereiche zu erkennen.

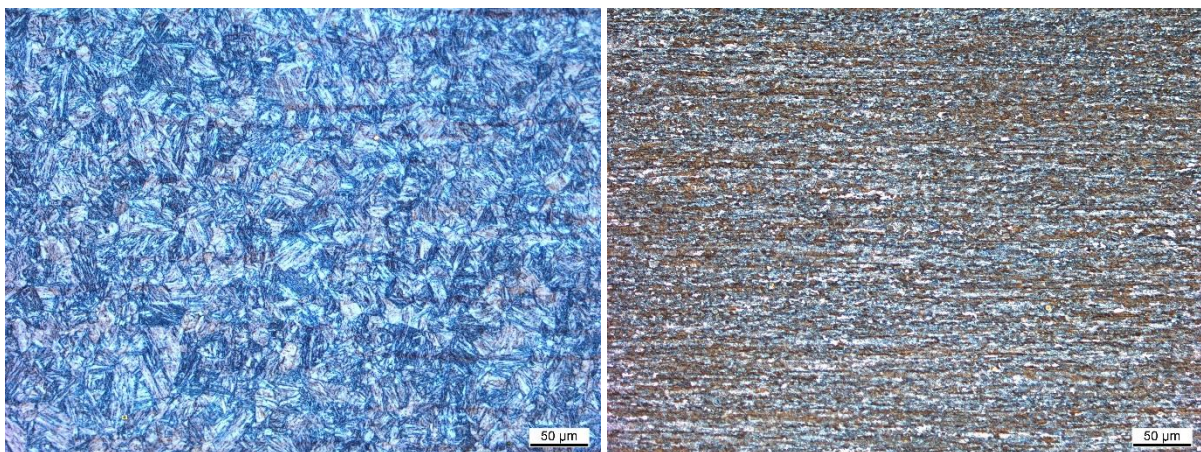


Abbildung 49: Gefüge der Grundwerkstoffe Ätzung mit LePera-Ätzmittel (links S690QL und rechts S700MC)

Zudem zeigt sich beim S700M eine ausgeprägte Walzzeitigkeit, die beim S690Q nicht vorhanden ist. Unter Nutzung der Ätztechnik nach Klemm, Abbildung 50, können neben den ferritischen Bereichen und ferritisch-bainitischen Bereichen auch rein bainitische Bereiche identifiziert werden. Es zeigen sich auch bei dieser Ätztechnik die schon beschriebenen Änderungen der Mikrostruktur.

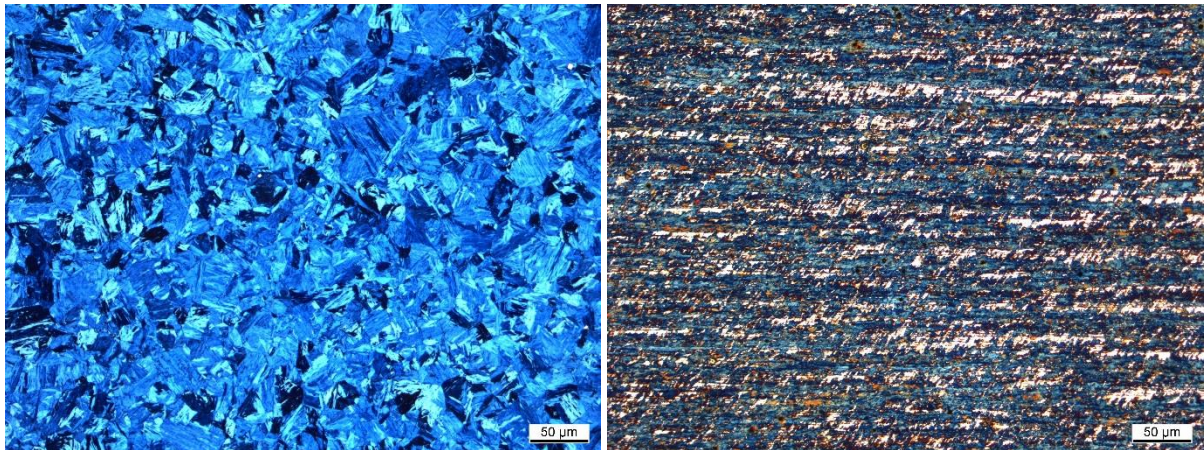


Abbildung 50: Gefüge der Grundwerkstoffe Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel (links S690QL und rechts S700MC)

Des Weiteren zeigen sich beim S700M deutliche braune, vom ferritischen blau und martensitisch/austenitischen weiß, unterscheidbare Bereiche die auf ausgeprägten Bainit hinweisen. Wird nun die Einstufung der Mikrostruktur durch die drei angewandten Ätzmethoden miteinander verglichen, zeigt sich, dass durch die Nitalätzung und vermutlich durch den geringen Kohlenstoffgehalt und die feinkörnige Ausprägung des Gefüges wesentliche Informationen bezüglich martensitischen oder bainitischen Anteilen verloren gehen. Abschließend kann das Gefüge des S700M als Mehrphasengefüge aus Ferrit, Bainit und Martensit bzw. Restaustenit – auch wenn aufgrund der hohen Verformung unwahrscheinlich – beschrieben werden. Dieses Gefüge ähnelt den Mehrphasenstählen der Automobilindustrie sehr. Des Weiteren zeigen auch die chemischen Zusammensetzungen deutliche Ähnlichkeiten.

8 Prozesstechnik

Für die schweißtechnische Verarbeitung von Feinkornbaustählen bietet sich bei der ausgewählten Zielanwendung das Metallschutzgasschweißen an, da es leicht zu handhaben und seit langer Zeit als beherrschtes Verfahren gilt. Zudem kann das Verfahren sowohl automatisiert als auch manuell ausgeführt werden und eignet sich somit für die Werkstattfertigung, die derzeit in der Forst- und Agrarwirtschaft Einsatz findet an. Um nun Leichtbaupotential durch eine funktionale Werkstoffauswahl realisieren zu können, ist dabei eine adäquate Verarbeitungsweise zu nutzen. Gleiches gilt für die angestrebte Verbesserung der Festigkeitseigenschaften durch modifizierte Zusatzwerkstoffe, daher wird nachfolgend auf Basis das gängige Schweißkonzept aus Kapitel 2.10.1 eine Schweißprozessauslegung durchgeführt. Des Weiteren wird das genutzte Schweißkonzept kritisch betrachtet.

8.1 Bestimmung des Schweißprozessfeldes

Die grundlegende Norm zum Schweißen ferritischer Werkstoffe bildet die DIN EN 1011-2 in den Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe - insbesondere für das Lichtbogenschweißen ferritischer Stähle - gegeben werden.

Als Kernkriterium wird dabei die $t_{8/5}$ -Zeit als einzuhaltende Größe angegeben. In Zusammenspiel mit dem Kohlenstoffäquivalent und Geometrieeinflüssen kann die Abkühlzeit einer Schweißverbindung wie folgt berechnet werden.

$$t_{8/5} = (4300 - 4,3 T_0) \cdot 10^5 \cdot \frac{Q^2}{d^2} \cdot \left[\left(\frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right] \cdot F_2$$

Jedoch wird in der Praxis oft ein durch die Hersteller der Stähle vorgegebenes Prozessfenster für die Verarbeitung der entsprechenden Stähle eingehalten. Im Falle der Feinkornbaustähle mit einer Streckgrenze von 690MPa liegt dieser Bereich bei ca. 5s – 15s $t_{8/5}$ -Zeit. Werden diese Grenzen genutzt und bezieht man die chemische Zusammensetzung der Stähle mit ein ergeben sich für die beiden Versuchswerkstoffe die in Abbildung 51 und Abbildung 52 dargestellten möglichen Energieeinträge in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur.

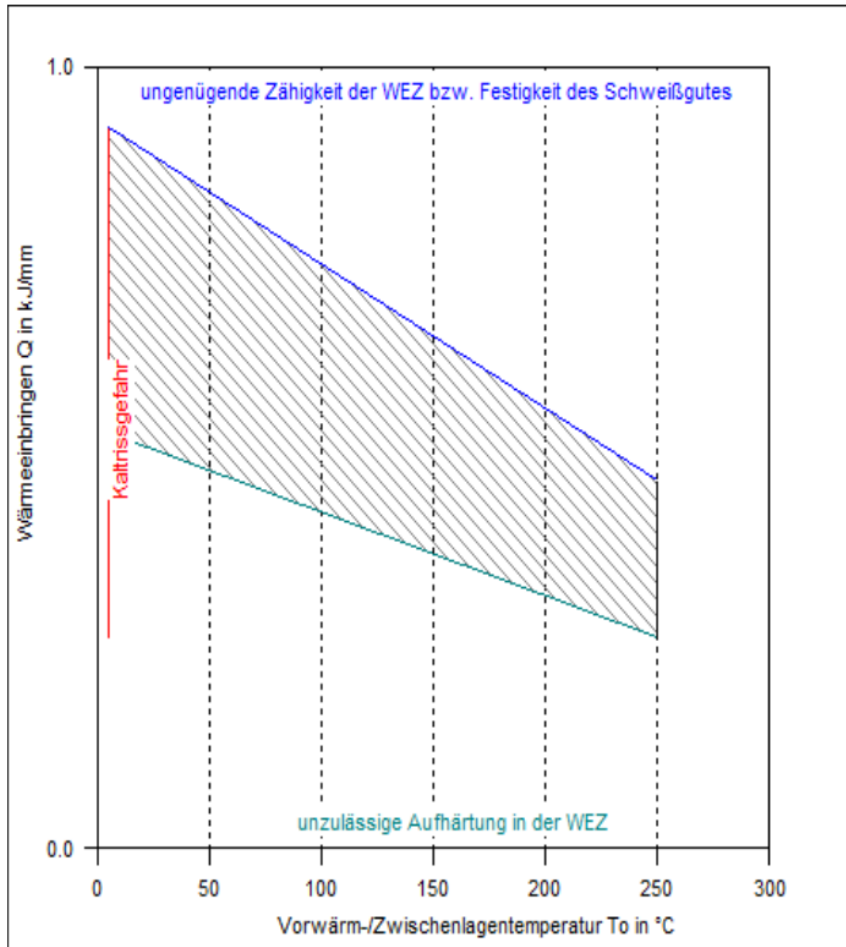


Abbildung 51: Prozessbereich über Vorwärmtemperatur für den verwendeten S700M

Auf Grund der geringen Blechdicke und den kaum unterschiedlichen Kohlenstoffäquivalenten unterscheiden sich die möglichen Energieeintragsfelder für eine gewählte Abkühlzeit zwischen 5s und 15s nur wenig, wenn überhaupt, voneinander. Dies lässt den Schluss zu, dass alle Unterschiede im Verhalten der Werkstoffe unter unterschiedlichen Lasten durch das auf der wenig divergierenden chemischen Zusammensetzung und dem dadurch beeinflussten Umwandlungsverhalten beruhen. Des Weiteren können gleiche Schweißprozessparameter für die Erstellung der Modellschweißungen genutzt werden.

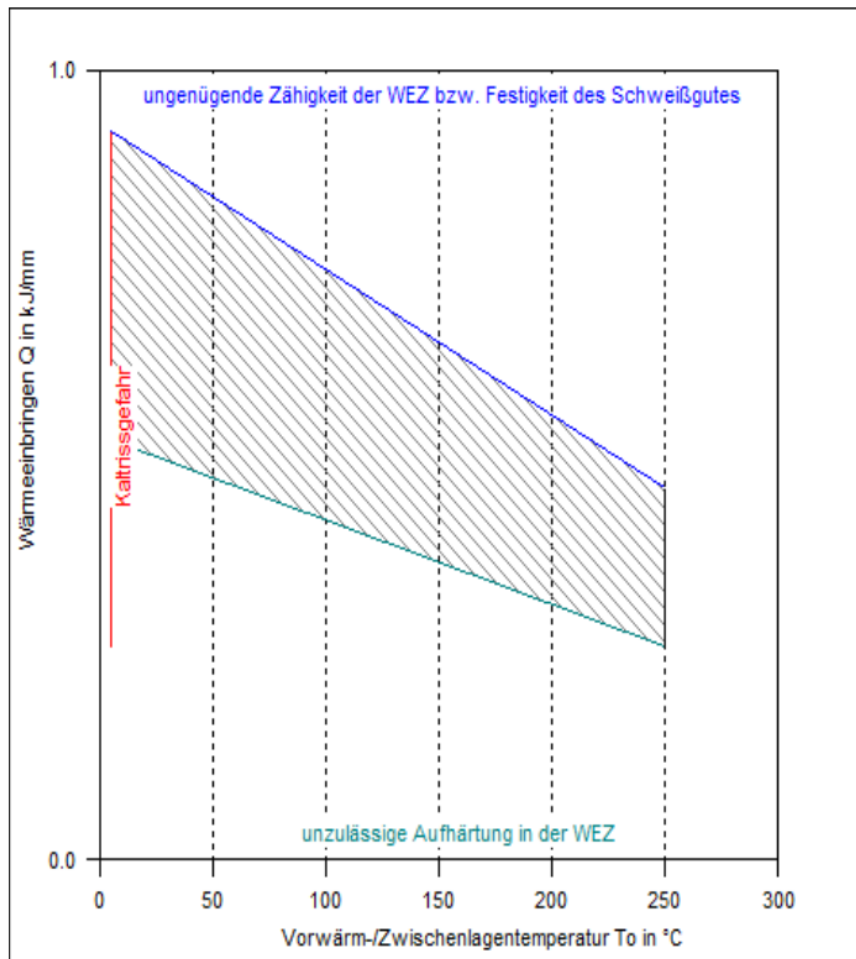


Abbildung 52: Prozessbereich über Vorwärmtemperatur für den verwendeten S690QL

8.1.1 Zusammenfassung der ausgewählten Schweißparameter

Nachfolgend sind die aus den Rechnungen und Vorversuchen unter kontrollierten Abkühlbedingungen ermittelten Schweißparameter aufgeführt. Der Drahtelektrorendurchmesser wurde auf 1,2 mm festgelegt. Als Schutzgas wurde das Standardschutzgas M21, bestehend aus 82% Argon und 18% CO₂ ausgewählt, da dieses für die ausgewählte Stahlgruppe typischerweise eingesetzt wird. Der Abstand zwischen dem Stromkontaktrühr und dem Werkstück betrug 15 mm.

Die eingesetzten Blechdicken betrugen für den Flansch 15 mm bzw. 10 mm für das Hohlprofil wurde eine Blechdicke von 6 bzw. 4 mm ausgewählt. Dies würde einer Gewichtsreduktion der Rahmenkonstruktion im Vergleich zu derzeit eingesetzten Flanschdicke von 20 mm für das Hohlprofil und 8mm Blechdicke für das Hohlprofil von 25 % bzw. 50 % bedeuten.

Tabelle 10 gibt eine Zusammenfassung der genutzten Schweißparameter für die ausschlaggebende Blechkombination von 10mm Steg und 4mm Grundblech.

Um den gesamten möglichen Arbeitsbereich in der Betrachtung der Versuche abzudecken wurde ein oberer und unterer Energieeintrag für die Schweißversuche ausgewählt.

Tabelle 10: Zusammenfassung der Schweißparameter zur Probenherstellung für die Blechkombination 10mm und 4mm

	Schweißgeschwindigkeit in cm/min	Drahtvorschub in m/min	Strom in A	Spannung in V	Schutzgasstrom (M21) in l/min	Streckenenergie in kW/mm	errechneter Energieeintrag	errechnete $t_{8/5}$ -Zeit in s
Obere Prozessgrenze	30	6,7	217	22	12	0,95	1,0	14
Untere Prozessgrenze	30	4,7	164	19,2	12	0,63	0,6	5

Für die Blechkombination mit 15 mm Steg und 6 mm Grundblech wurden die in Tabelle 11 dargestellten Prozessrandbedingungen genutzt.

Tabelle 11: Prozessparameter für die Probenherstellung mit der Blechkombination 15mm Steg und 6mm Grundblech

	Schweißgeschwindigkeit in cm/min	Drahtvorschub in m/min	Strom in A	Spannung in V	Schutzgasstrom (M21) in l/min	Streckenenergie in kW/mm	errechneter Energieeintrag	errechnete $t_{8/5}$ -Zeit in s
Obere Prozessgrenze	30	9,8	286	30,4	12	1,74	1,8	15
Untere Prozessgrenze	30	7,4	229	24,6	12	1,12	1,0	5

8.2 Kritische Betrachtung des Abkühlzeitkonzeptes

Es zeigt sich in der aktuellen Forschung, dass für Feinkornbaustähle mit einer sehr hohen Festigkeit die signifikanten Umwandlungen deutlich unterhalb von 500°C stattfinden können, [77]. Dies gilt sowohl für das Schweißgut als auch für den Grundwerkstoff. Daher ist es fraglich, ob das $t_{8/5}$ -Zeit-Konzept auch für die gewählten Versuchswerkstoffe die Abkühlbedingungen adäquat wiedergibt. Um die Umwandlungspunkte für den nicht ausgiebig in der Literatur beschriebenen Werkstoff S700M im interessanten Temperaturbereich bestimmen zu können wurde eine thermische Schweißprozesssimulation entsprechend [78] durchgeführt.

8.2.1 Abkühlkurven des S700MC und Vergleich mit S690Q

Werden die Abkühlkurven für verschiedene Spitzentemperaturen, die in der Wärmeeinflusszone auftreten und eine Phasenumwandlung auslösen, für den Werkstoff S700M betrachtet, Abbildung 53,

so zeigt sich, dass beim Werkstoff S700MC im Bereich der Grobkornzone mit hoher Spitzentemperatur die Umwandlung - durch den Haltepunkt in der Abkühlkurve charakterisiert - deutlich unter 500°C liegt.

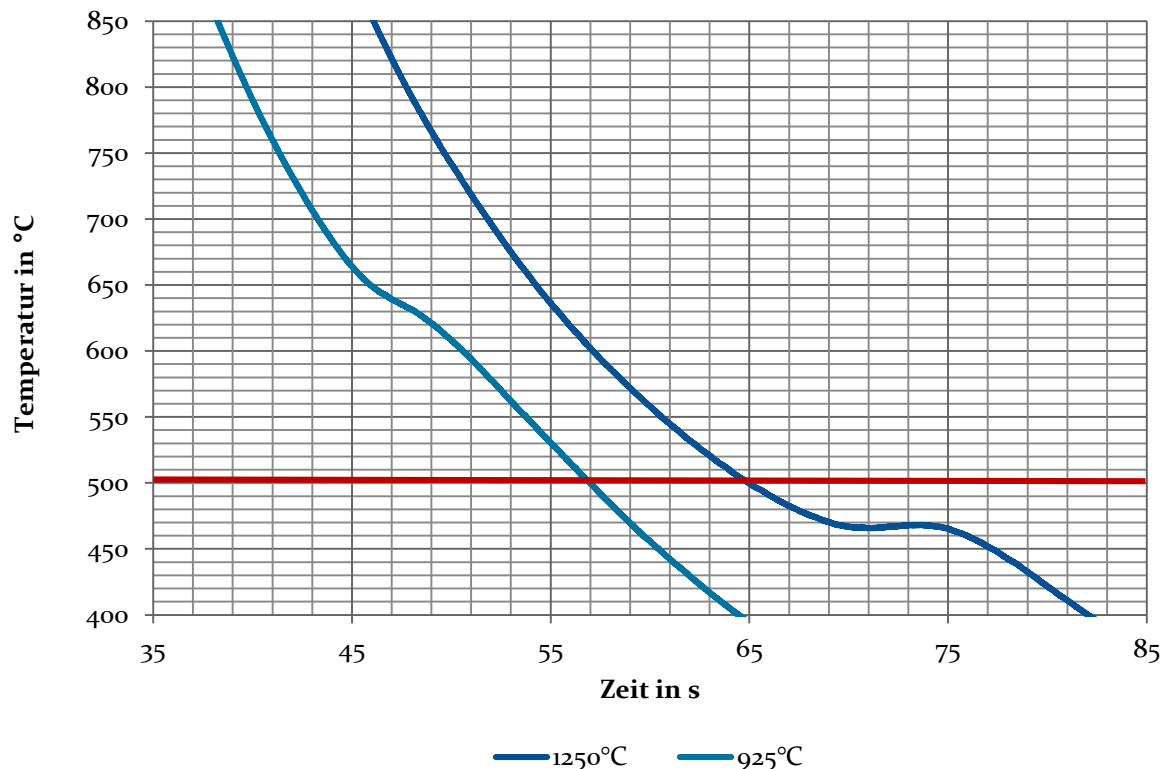


Abbildung 53: Abkühlkurven bei der Schweißprozesssimulation

Daraus kann die Schlussfolgerung gezogen werden, dass das $t_{8/5}$ -Zeit-Konzept für den Versuchswerkstoff keine ausreichende Temperaturspanne besitzt und unter Umständen eine Anpassung des $t_{8/5}$ -Zeit-Konzept durchgeführt werden müsste, da in der Betrachtung die charakteristischen Phasenumwandlungen im inkludierten Temperaturintervall nicht repräsentiert sind. Auch für den Werkstoff S690Q zeigt sich, dass im Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild einige Umwandlungen unterhalb von 500°C durchlaufen werden, Abbildung 54. Jedoch beziehen sich die dargestellten Werte auf eine Spitzentemperatur von ca. 1300°C, sodass Aussagen über höhere oder niedrigere Starttemperaturen nicht möglich sind.

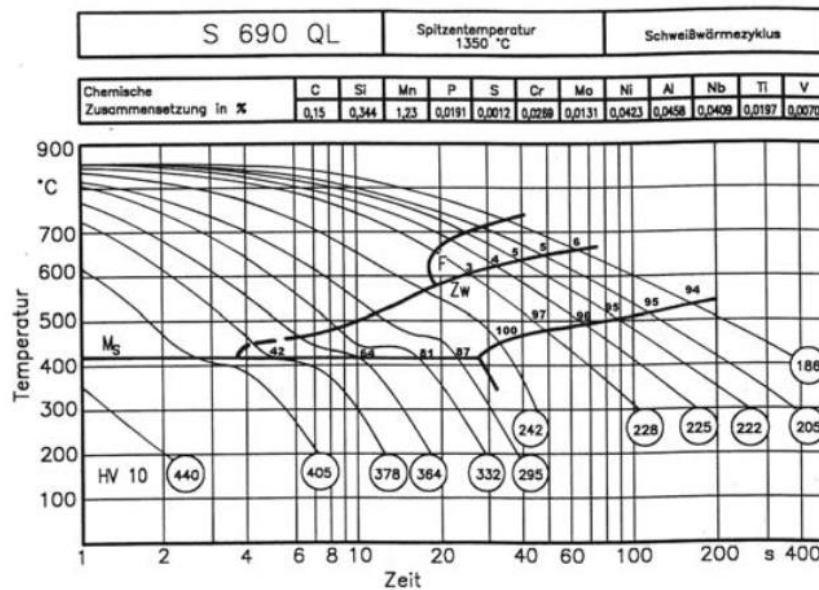


Abbildung 54: Schweiß-ZTU-Diagramm für S690QL, [79], [80]

Im Gegensatz zu dieser Einschätzung wird nachfolgend die Bestimmung des möglichen Energieeintrages mit Hilfe des $t_{8/5}$ -Zeit-Konzept durchgeführt, da er derzeit den Standard in der Anwendung darstellt und die Hersteller der Versuchswerkstoffe $t_{8/5}$ -Zeiten für die Verarbeitung in den Datenblättern angeben. Des Weiteren gibt das $t_{8/5}$ -Zeit-Konzept trotz der fehlenden Phasenumwandlungen einen ersten Anhalt für die zulässigen Energieeinträge und Vorwärmtemperaturen, so dass hier durch das $t_{8/5}$ -Zeit-Konzept für die beiden Versuchswerkstoffe eine geeignete Basis zur Bestimmung der einzuhaltenden Energieeinträge zu Verfügung steht. Nachfolgend werden die in das $t_{8/5}$ -Zeit-Konzept einfließenden Randbedingungen kurz erläutert.

9 Durchführung der Versuchsschweißungen und Eigenschaftsqualifizierung

Um die ausgewählten Probeschweißungen qualifizieren zu können, müssen zunächst Probestücke geschweißt werden, aus denen im Anschluss die Kleinstproben entnommen werden können. Diese werden dann genutzt, um die ausgewählten Ansätze zur Verbesserung der Festigkeitseigenschaften unter unterschiedlichen Belastungsarten zu überprüfen und ein Leichtbaupotential identifizieren zu können. Zunächst wird die ausgewählte Probestückgeometrie vereinfacht, um auch den Einfluss der Schweißposition und der Schweißfolge aus den Untersuchungen herauszunehmen. Dies ermöglicht eine deutlich größere Vergleichbarkeit der Ergebnisse mit Literaturwerten und untereinander. Im Anschluss an die Kleinstprobenherstellung werden deren Eigenschaften unter den drei ausgewählten Belastungsarten - quasistatisch, zyklisch und dynamisch-schlagartig - charakterisiert.

9.1 Probenherstellung

Um die Probenherstellung zu vereinfachen, wurde ein T-Stoß mit beidseitigen Kehlnähten an ebenen Blechen ausgeführt. Dies entspricht dem schon vorgestellten Schweißen am Hohlprofil im Hinblick auf die Schweißposition und die Prozessrahmenbedingungen und zudem können die ausgewählten Kleinstproben für die Ermittlung der Werkstoffeigenschaften einfach entnommen werden.

Die Schweißparameter entsprechen denen in Tabelle 10 und Tabelle 11 aufgeführten. Zwischen den einzelnen Schweißraupen wurden die Proben auf unter 75°C abgekühlt. Dies gewährleistet die Vermeidung von Effekten, die auf einer erhöhten Zwischenlagentemperatur beruhen. Zum einen kann eine hohe Zwischenlagentemperatur, beim Schweißen am oberen Ende des Prozessbereiches, dazu führen, dass dieser verlassen wird und zum anderen wird durch hohe Zwischenlagentemperatur die Grobkornbildung in der WEZ gefördert.

Im Anschluss an die durchgeführten Schweißversuche wurden die Proben getrennt und die endgültige Probenform durch das Fräsen bzw. Schleifen herausgearbeitet.

9.2 Verbindungseigenschaften

Eine primäre Unterscheidung der Beeinflussung der beiden ausgewählten Versuchswerkstoffe durch einen Schmelzschweißprozess bildet die Grundlage zur Einordnung und Bewertung der zyklischen Untersuchungsergebnisse. Hierzu werden zunächst das Umwandlungsverhalten und die Änderung der mechanischen Eigenschaften durch den Schweißprozess im Bereich der Wärmeeinflusszone ermittelt, um im Anschluss die spezifischen Eigenschaften der untersuchten Versuchswerkstoffe unter zyklischer Last besser einordnen zu können.

Durch den Schweißprozess kommt es durch die Gefügeumwandlung in der Wärmeeinflusszone im Allgemeinen bei niedriglegierten Stählen zu einer Härtesteigerung. Dabei bleibt zu vermuten, dass die harten Gefügebestandteile eine geringere Dauerfestigkeit im Vergleich zum unbehandelten Grundwerkstoff aufweisen bzw. die unterschiedlichen Gefügebestandteile durch ihre unterschiedlichen Eigenschaften und ihrer geometrischen Ausprägung zu einer lokalen Spannungsüberhöhung führen können. Die Härtesteigerung kann dabei zum einen auf die

Abkühlbedingungen und zum anderen auf den Kohlenstoffanteil und eine Phasenumwandlung zurückgeführt werden.

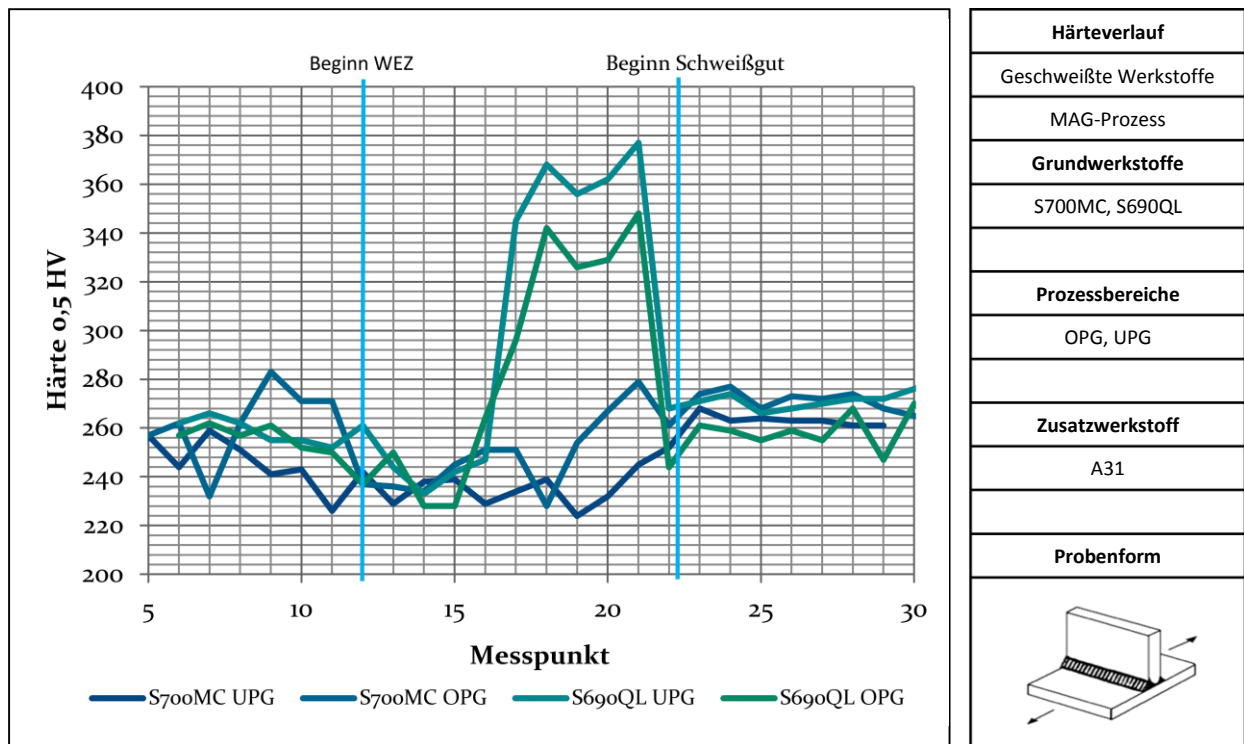


Abbildung 55: Härteverläufe über die Schweißnähte verschiedener Grundwerkstoffe

Abbildung 55 zeigt den Härteverlauf vom Grundwerkstoff über die WEZ in das Schweißgut einer MSG-Schweißung für eine maximale (OPG) und minimale (UPG) $t_{8/5}$ -Zeit entsprechend der Eingrenzung des Herstellers für die Grundwerkstoffe⁴. Deutlich ist die Härtesteigerung des Grundwerkstoffes S690QL in der WEZ zu erkennen. Dieses Verhalten wird auch in der gängigen Literatur beschrieben. Im Gegensatz hierzu weist der kohlenstoffärmere Grundwerkstoff S700MC keine ausgeprägte Härtesteigerung in der Wärmeeinflusszone auf, u.a. [14], [81], [82], [83], [84], [85]. Es ist lediglich eine leichte Minderung der Härte im Bereich der Feinkornzone der Wärmeeinflusszone zu erkennen. Auch dieses Verhalten ist aus anderen durchgeführten Untersuchungen bekannt und lässt darauf schließen, dass die schweißtechnische Fertigung der Proben nach dem gängigen Stand der Forschung erfolgte, [86], [47]. Dies führt zumeist nicht zu signifikanten Einbußen in der quasistatischen Festigkeit im Vergleich zum Grundwerkstoff, sofern die Festigkeit des Schweißgutes auf die Festigkeit des Grundwerkstoffes abgestimmt ist, [86]. Bei der Betrachtung der Gefügebrauchung des Grundwerkstoffes in der Wärmeeinflusszone ergeben sich dabei die im nachfolgenden Kapitel dargestellten Ergebnisse.

⁴ Die Hersteller der Grundwerkstoffe geben für die einzuhaltenden $t_{8/5}$ -zeit 5-15s an. In einigen Fällen wird für den S690QL eine obere Abkühlzeit von 20s angegeben. Um eine vergleichbare Wärmeführung zu erreichen, wird nachfolgend eine obere Prozessgrenze von 15s verfolgt.

9.3 Charakterisierung der Mikrostruktur in der Wärmeeinflusszone

Die Veränderungen der Mikrostruktur in der Wärmeeinflusszone unterscheiden sich bei den eingesetzten Versuchswerkstoffen deutlich voneinander. Nachfolgend werden zunächst kurz die Fein- bzw. Grobkornzone in der WEZ der geschweißten Versuchswerkstoffe beschrieben, um dann einen Vergleich der beiden Gefügemorphologien durchzuführen. Im Anschluss wird auf die Ausbildung von Mikrophasen eingegangen, um ein weiteres Unterscheidungsmerkmal zu erlangen. Des Weiteren wird eine Interpretation auf Grundlage des Eisenkohlenstoffdiagrammes durchgeführt.

9.3.1 S700MC

Die Betrachtung der Fein- und Grobkornzone des S700MC mit Hilfe des REMs zeigt für die Feinkornzone eine sehr feinkörnige ferritische Struktur, Abbildung 56. Auf den Korngrenzen lassen sich entweder Mikrophasen erkennen oder es handelt sich um ausgeprägten Tertiärzementit, siehe auch Abbildung 67. Da sowohl Martensit als auch Zementit erhöhte Kohlenstoffgehalte aufweisen, ist der Nachweis über eine EXD-Messung hier nicht möglich. Die Feinkornzone weist eine sehr feine bainitische Struktur auf. Deutlich ist die typisch bainitische Struktur durch den Wechsel von Zementit und Ferrit in lamellarer Anordnung zu erkennen. Die einzelnen Zementitlamellen können hier über eine EDX-Messung bestätigt werden.

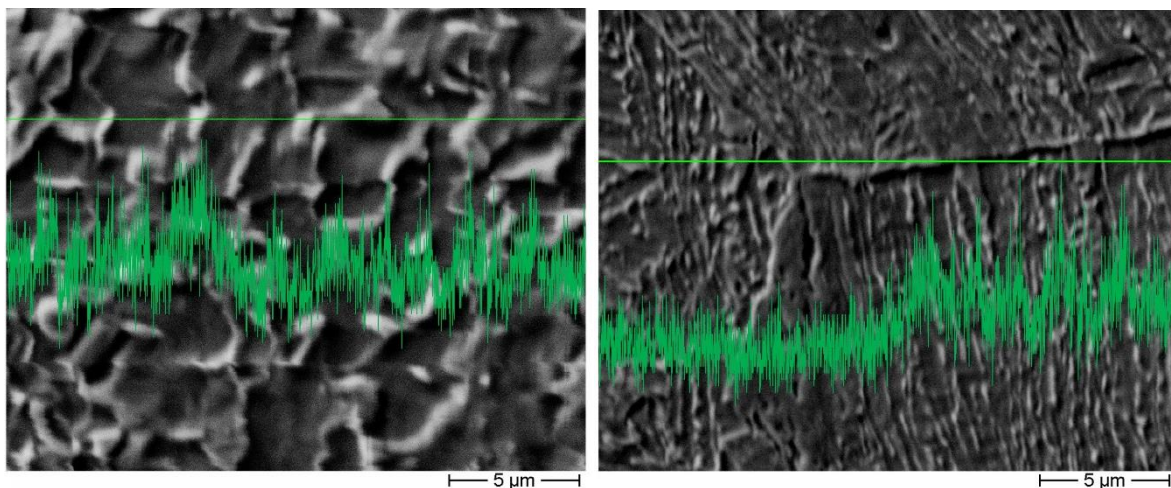


Abbildung 56: Relative Kohlenstoffverteilung in der Fein- (links) und Grobkornzone (rechts) nach dem Schweißen von S700M

9.3.2 S690QL

Die Betrachtung der Gefüge in der WEZ des S690QL ergibt sowohl in der Fein- als auch Grobkornzone mit Hilfe des REMs eine bainitische Gefügestruktur. Deutlich sind die ausgeprägten Zementitlamellen bzw. Karbide zu erkennen. Diese lassen sich auch durch EDX-Messungen als Zementitlamellen bestätigen. In der Feinkornzone fällt die Struktur deutlich feiner aus als in der Grobkornzone, vgl. auch [57].

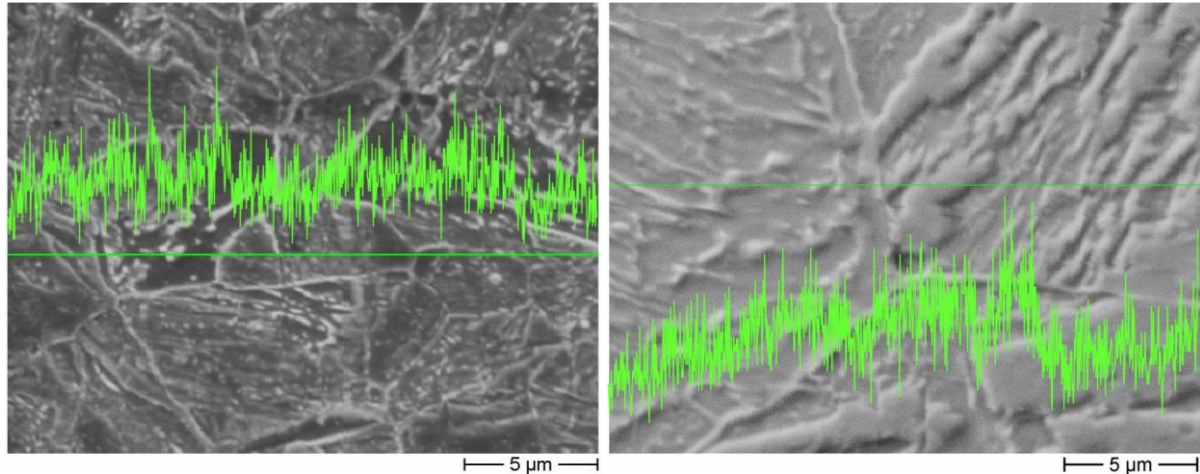


Abbildung 57: Relative Kohlenstoffverteilung in der Fein- (links) und Grobkornzone (rechts) nach dem Schweißen von S690QL

9.3.3 Unterschiede in der Phasenausbildung

Neben den makroskopischen Körnern liegen in niedriglegierten hochfesten Stählen zumeist auch Mikrophasen vor, Abbildung 58. Diese Phasen werden im Stand der Forschung unter anderem als MA-Phasen (Martensit-Austenit-Phasen) bezeichnet, [87], [88], [89]. Diese Mikrophasen können unter anderen durch verschiedene Ätzmethode auf ihre Größe und auf ihre Anzahl bestimmt werden.

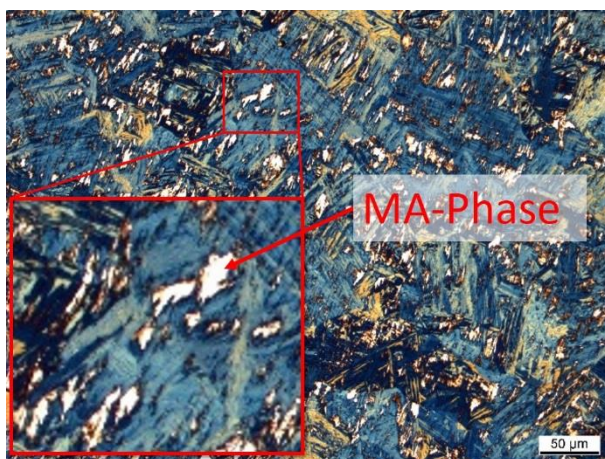


Abbildung 58: Gefüge der Grobkornzone S700M untere Prozessgrenze, MA-Phase, Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel

Eine Methode besteht im Ätzen nach LePera oder Klemm, [90], [91]. Nachfolgend sind Unterschiede in der Verteilung dieser Mikrophasen dargestellt. Bei der Ätzung bleibt Austenit und Martensit hell und je nach Morphologie bekommt Ferrit eine bräunliche oder bläuliche Färbung, [81].

Abbildung 59 zeigt die Mikrostruktur der Grobkornzone der ausgewählten Versuchswerkstoffe unter dem Lichtmikroskop. Wie deutlich zu erkennen ist, weist die Grobkornzone des S690QL eine ferritisch-bainitische Mikrostruktur auf.

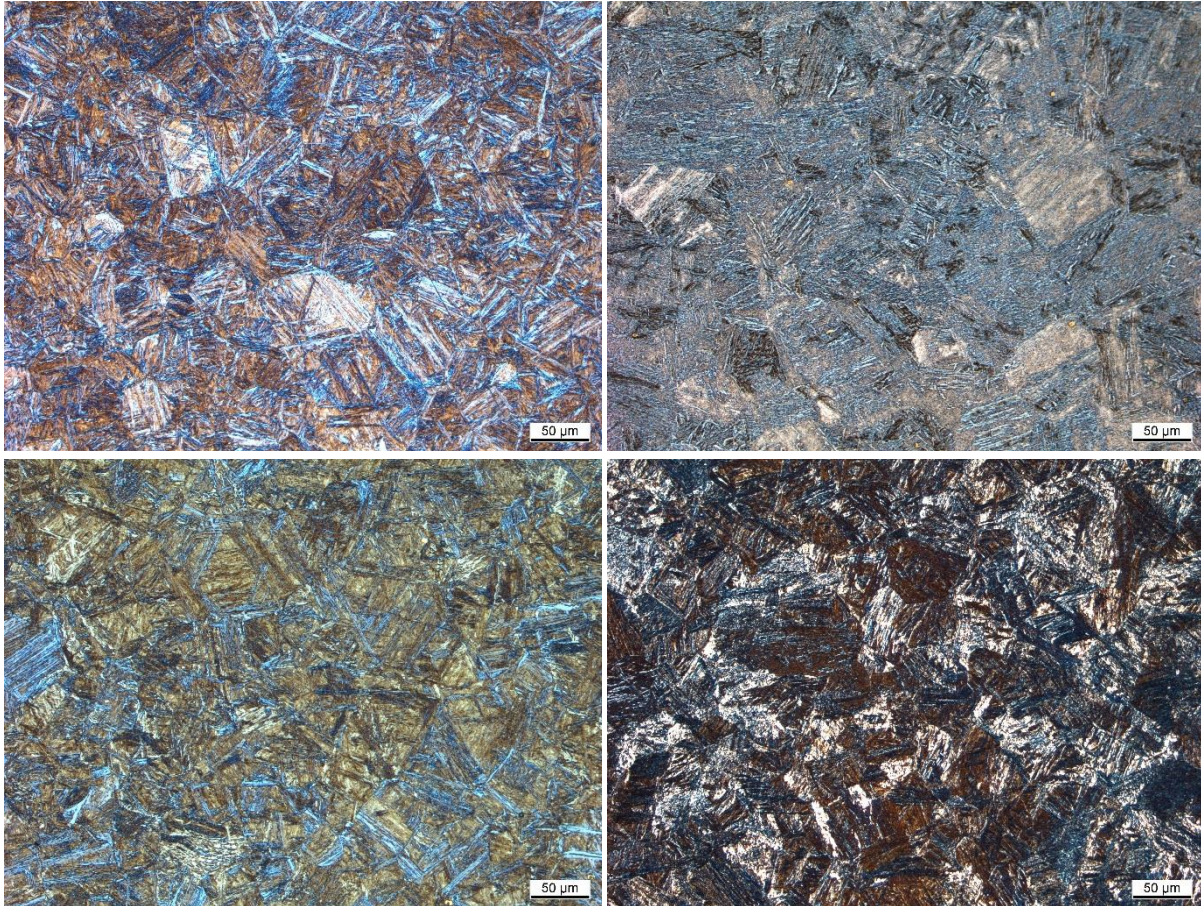


Abbildung 59: Gefüge der Grobkornzone (S690QL links, S700M rechts; obere Prozessgrenze oben und untere Prozessgrenze unten) Ätzung mit LePera-Ätzmittel

Diese typische Ausprägung war auch zu erwarten. Im Gegensatz hierzu weist die Grobkornzone des S700M unter beschleunigter Abkühlung deutliche martensitische Anteile auf. Im Fall der langsameren Abkühlung der oberen Prozessgrenze sind die martensitischen Anteile wesentlich kleiner ausgeprägt.

Im Fall der Feinkornzone zeigen sich für den S690Q ferritische und bainitische Anteile. Martensitische Anteile sind nicht feststellbar. Für den S700M zeigen sich deutliche weiße martensitische Bereiche in einer ferritischen Grundstruktur insbesondere für die schnellere Abkühlung der unteren Prozessgrenze. Jedoch ist eine klare und eindeutige Differenzierung der Gefügebestandteile unter der Nutzung der Ätztechnik nach LePera nicht ohne weiteres möglich. Um ein differenzierteres Bild der enthaltenen Gefügemodifikationen zu bekommen, kann eine Ätztechnik nach Klemm herangezogen werden. Hier ist die Unterscheidung zwischen bainitischen und ferritischen Gefügebestandteilen deutlich vereinfacht gegenüber der Ätztechnik nach LePera.

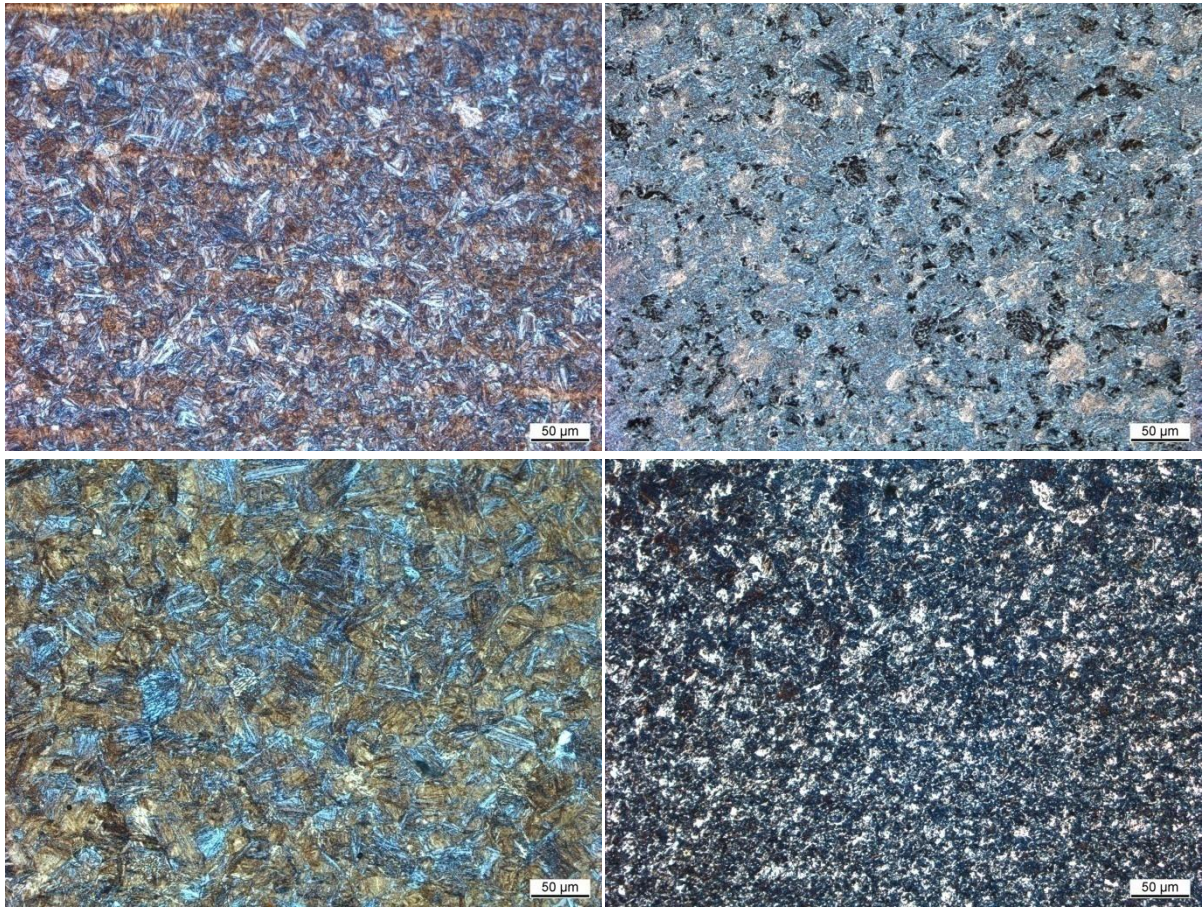


Abbildung 60: Gefüge der Feinkornzone (S90QL links, S700M rechts; obere Prozessgrenze oben und untere Prozessgrenze unten) Ätzung mit LePera-Ätzmittel

Abbildung 61 zeigt die Gefügemorphologie der Grobkornzone der beiden Versuchswerkstoffe mit der Farbätztechnik nach Klemm. Diese Farbätzung zeigt einen deutlichen Unterschied zwischen den Gefügearten (blau: eher ferritisch; braun: bainitisch; weiß martensitisch). Wie deutlich zu erkennen ist, zeigt sich im Fall des S690Q eine ausschließlich blaue Färbung. Dies deutet auf eine ferritische Gefügemorphologie hin. Zusammen mit den Befunden aus der REM-Betrachtung kann nun das Gefüge der Grobkornzone in beiden Fällen des Energieeintrages als unterer Bainit charakterisiert werden, auch wenn die blaue Färbung auf Ferrit hinweist. Insbesondere eine dunkelblaue Färbung kann auch auf den Übergang von ferritischem zu bainitischem Gefüge hinweisen.

Im Fall des S700M zeigen sich neben bläulich gefärbten Bereichen von Ferrit auch bräunlich gefärbte Bereiche mit bainitischem Gefüge sowie weiße martensitische Anteile. Dies gilt, wie auch aus der Ätzung nach LePera hervorgeht, insbesondere für die schnellere Abkühlung der unteren Prozessgrenze.

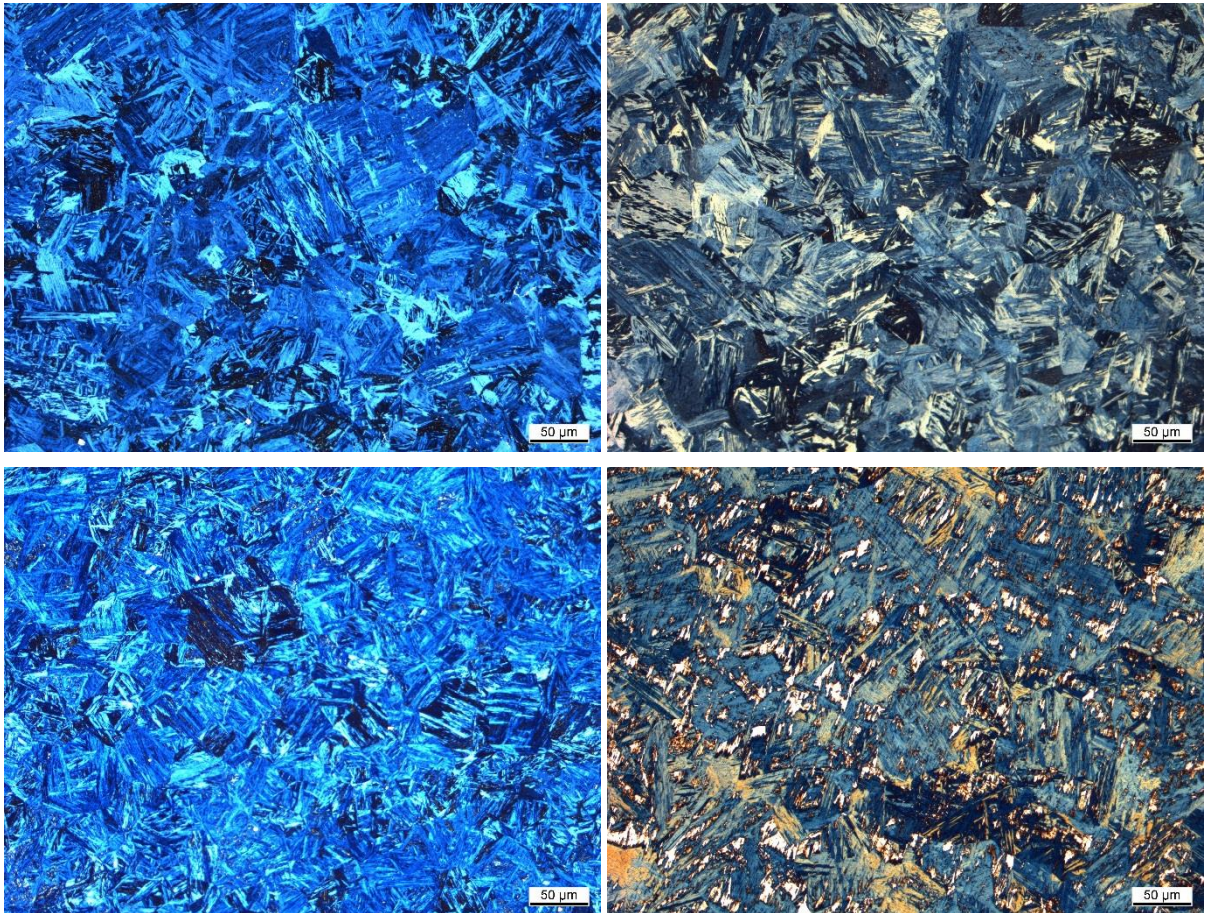


Abbildung 61: Gefüge der Grobkornzone (S90QL links, S700M rechts; obere Prozessgrenze oben und untere Prozessgrenze unten) Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel

Eine deutliche Ausformung von MA-Mikrophasen, wie in [92] beschrieben ist, zeigt sich in der Grobkornzone des 690QL nicht. Auch für den S700M zeigen sich keine feinverteilten MA-Kleinstphasen in der Grobkornzone.

In der Feinkornzone der Werkstoffe zeigt sich eine ähnliche Phasenausprägung. Auch hier zeigt sich für den S90Q eine bläuliche Färbung, die auf eine ferritische Matrix hindeutet. Für den S700M zeugt sich insbesondere für die untere Prozessgrenze eine ferritische-bainitische Gefügeausprägung mit inkludierten MA-Mikrophasen in unterschiedlicher Größe. MA-Phasen zeigen sich auch beim S690Q unter Nutzung des unteren Energieeintrages. Im Vergleich zum S700M sind die Häufigkeit und Größe als klein und vereinzelt einzustufen.

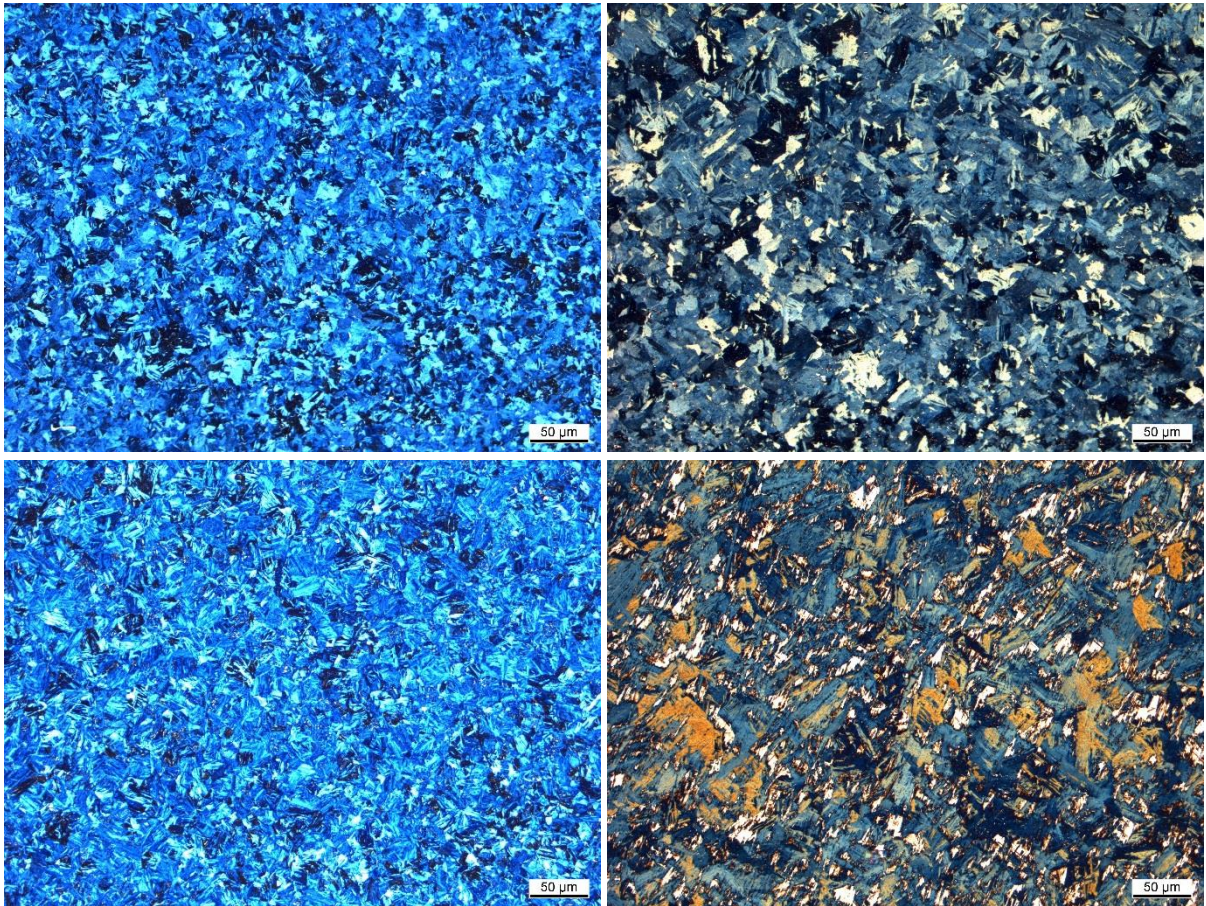


Abbildung 62: Gefüge der Feinkornzone (S90QL links, S700M rechts; obere Prozessgrenze oben und untere Prozessgrenze unten) Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel

Bei einer detaillierten Betrachtung der beiden interessanten Bereiche der Wärmeeinflusszone zeigen sich die getroffenen Gefügeeinstufungen deutlich. Abbildung 63 zeigt das Gefüge der Grobkornzone des S690Q bei 1000 facher Vergrößerung unter dem Auflichtmikroskop mit einer Ätzung nach Klemm. Hier zeigen sich ferritische und bainitische Anteile im Wechsel.



Abbildung 63: Gefüge der Feinkornzone S690 Q untere Prozessgrenze (Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel)

Deutlich ist in jedem Korn jedoch eine zeilige Anordnung zu erkennen. Dies deutet darauf hin, dass es sich ausschließlich um Bainit handeln könnte, es jedoch aufgrund des relativ geringen Kohlenstoffgehaltes des S690Q zu einer bläulichen Färbung des Bainites kommt, da die Färbung bei der Ätzung nach Klemm ebenso wie nach LaPera sich an der chemischen Zusammensetzung orientiert. Im Zusammenspiel mit der Gefügeeinschätzung nach einer Ätzung mit Nital kann das Gefüge hier als unterer Bainit eingestuft werden, jedoch mit einer deutlichen Annäherung an ein ferritisches Gefüge.

Für den S700M zeigt sich für beide Bereiche und unterschiedliche Energieeinträge ein differenziertes Bild in der Gefügemorphologie. Zum einen ist dabei der Unterschied zwischen ferritischen und bainitischen Gefügeanteilen unter Nutzung verschiedener Ätzungen deutlich ausgeprägter, siehe Abbildung 64. Und zum anderen zeigen sich insbesondere in der Feinkornzone deutliche MA-Mikrophasen. Diese sind über die gesamte Feinkornzone verteilt und variieren in Form und Größe.

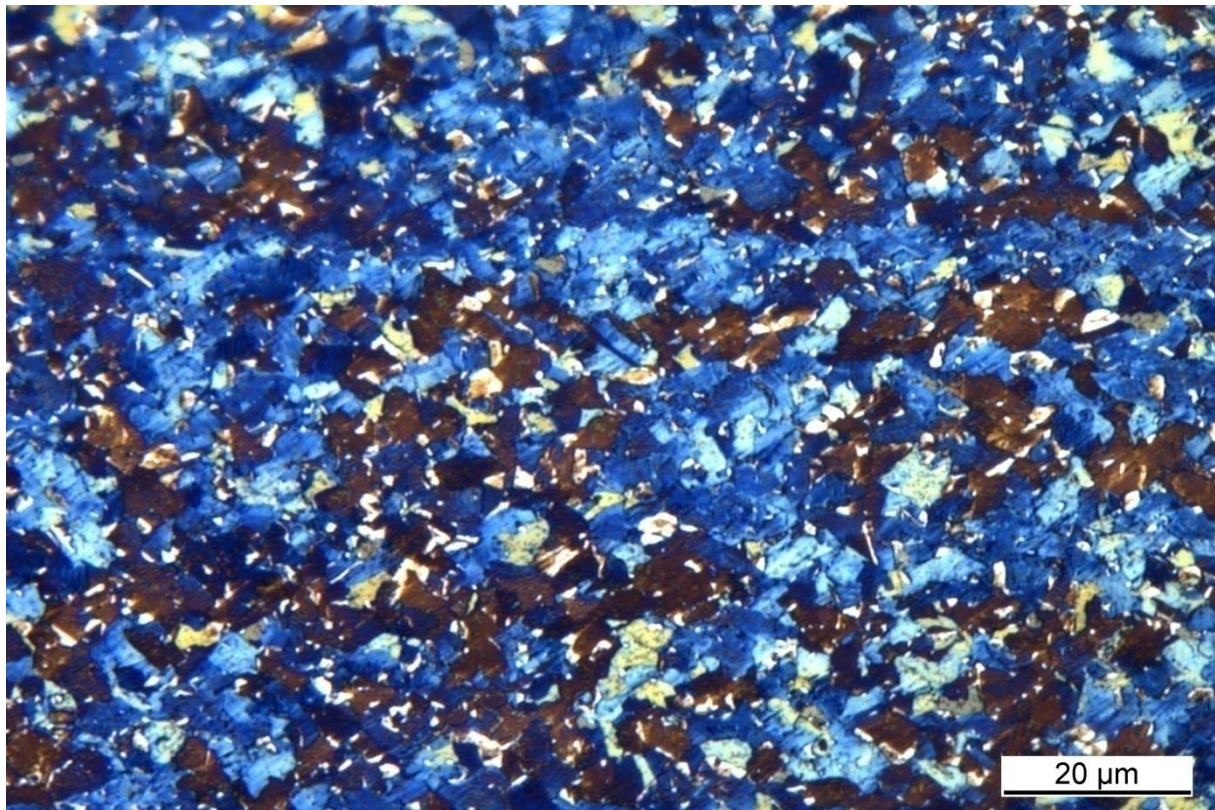


Abbildung 64: Gefüge der Feinkornzone S700M obere Prozessgrenze (Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel)

Da bei der Ätzung nach Klemm martensitische und austenitische Phasenanteile weiß bleiben sind beide Gefügebestandteile an dieser Stelle nicht eindeutig voneinander zu unterscheiden. Daher kann das entstehende Gefüge hinsichtlich der Zusammensetzung nicht eindeutig bestimmt werden. Unter Zuhilfenahme der chemischen Zusammensetzung und der Härtewerte kann eine Einschätzung vorgenommen werden. Zur Wiederholung ist in Tabelle 12 die chemische Zusammensetzung der beiden Grundwerkstoffe aufgeführt.

Tabelle 12: Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe (Wiederholung aus Tabelle 8)

Werkstoff	Massengehalt in %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Ti	Nb	V
S700MC	0,07	0,26	1,54	0,01	<0,002	0,05	0,11	0,15	0,036	0,05	0,07	0,07
S690QL	0,11	0,34	1,23	0,003	<0,002	0,526	0,169	0,10	0,06	0,02	0,003	0,015

In Kapitel 9.2 wurde aufgezeigt, dass eine Aufhärtung der WEZ ausbleibt. Daher kann vermutet werden, dass es sich aufgrund des ausgeprägten Bainites in der WEZ des S700M bei unterem Energieeintrag und der deutlichen ausbleibenden Aufhärtung bei den auftretenden Mikrophasen zu einem größeren Anteil um Restaustenit handeln könnte. Diese Vermutung wird durch die Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe gestützt, da der S700M im Vergleich zum S690Q deutlich mehr austenitstabilisierende (Ni und Mn) Elemente beinhalten und die Ferritstabilisatoren (Cr, Mo und Si) zu geringeren Anteilen enthalten sind. Dies würde auch die im Vergleich zum S690Q relativ geringe Härte in der Grobkornzone bei vergleichbarer Korngröße und

hauptsächlich bainitischen Gefügeanteilen erklären. Um hier den abschließenden Nachweis zu führen, sind weitere Untersuchungen mittels EBSD von Nöten um eine eindeutige Gefügebestimmung zu bekommen, dies ist jedoch nicht Fokus dieser Arbeit. Für den S7690Q sind ähnliche Gefügemorphologien unter anderem in [93] dargestellt.

Abbildung 65 zeigt das Gefüge des Schweißgutes für die unterschiedlichen Grundwerkstoffen und Energieeintragskombinationen. Grundlegende Unterschiede zwischen den verschiedenen Kombinationen sind nicht zu erkennen, da die Schweißnähte mit chargengleichen Schweißzusatzwerkstoff gefertigt wurden.

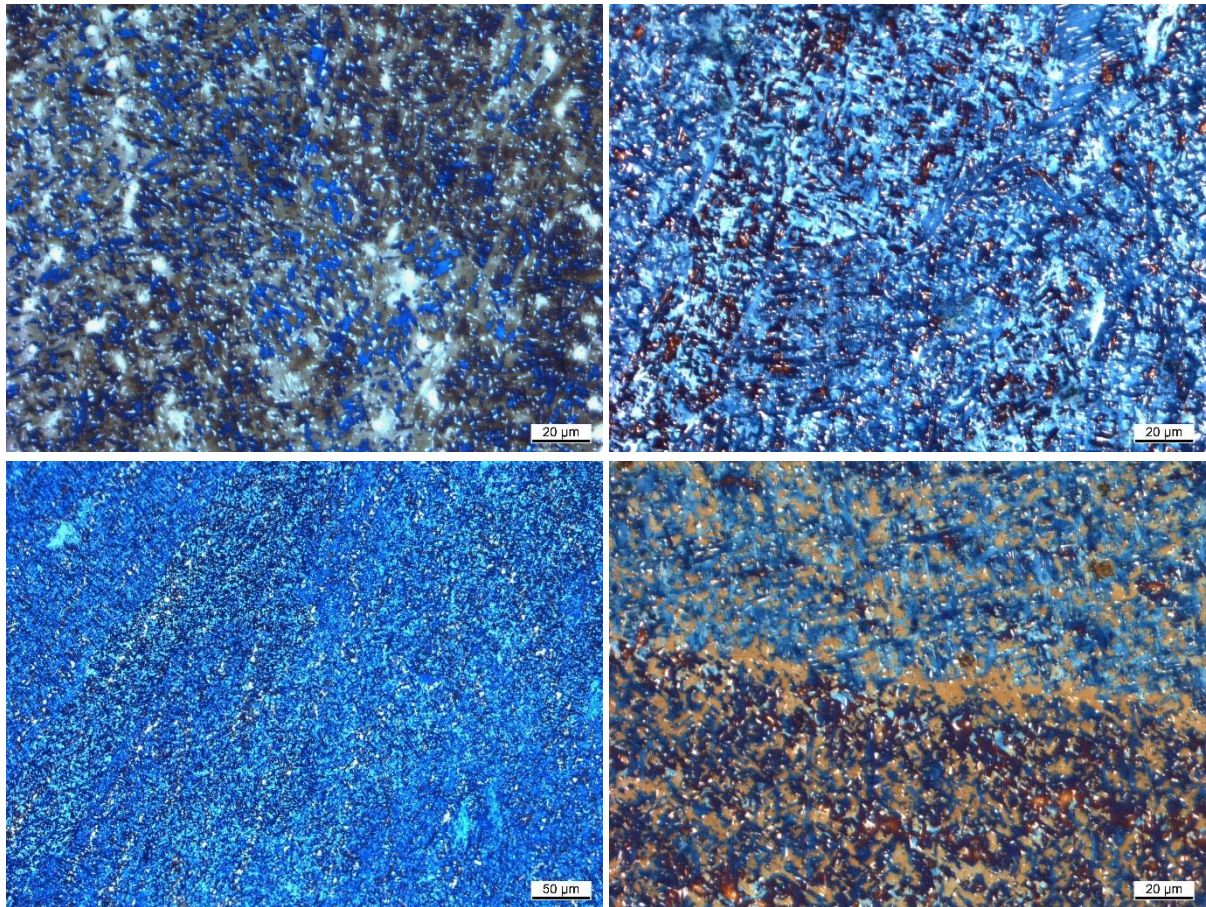


Abbildung 65: Gefüge der des Schweißgutes (S90QL links, S700M rechts; obere Prozessgrenze oben und untere Prozessgrenze unten) Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel (Bild unten links Ändern da falsche Auflösung)

Deutlich sind in Abbildung 65 die weißen Mikrophasen in den vier Aufnahmen zu erkennen. Zur besseren Illustration ist eine Gefügaufnahme des Schweißgutes in Abbildung 66 vergrößert dargestellt.

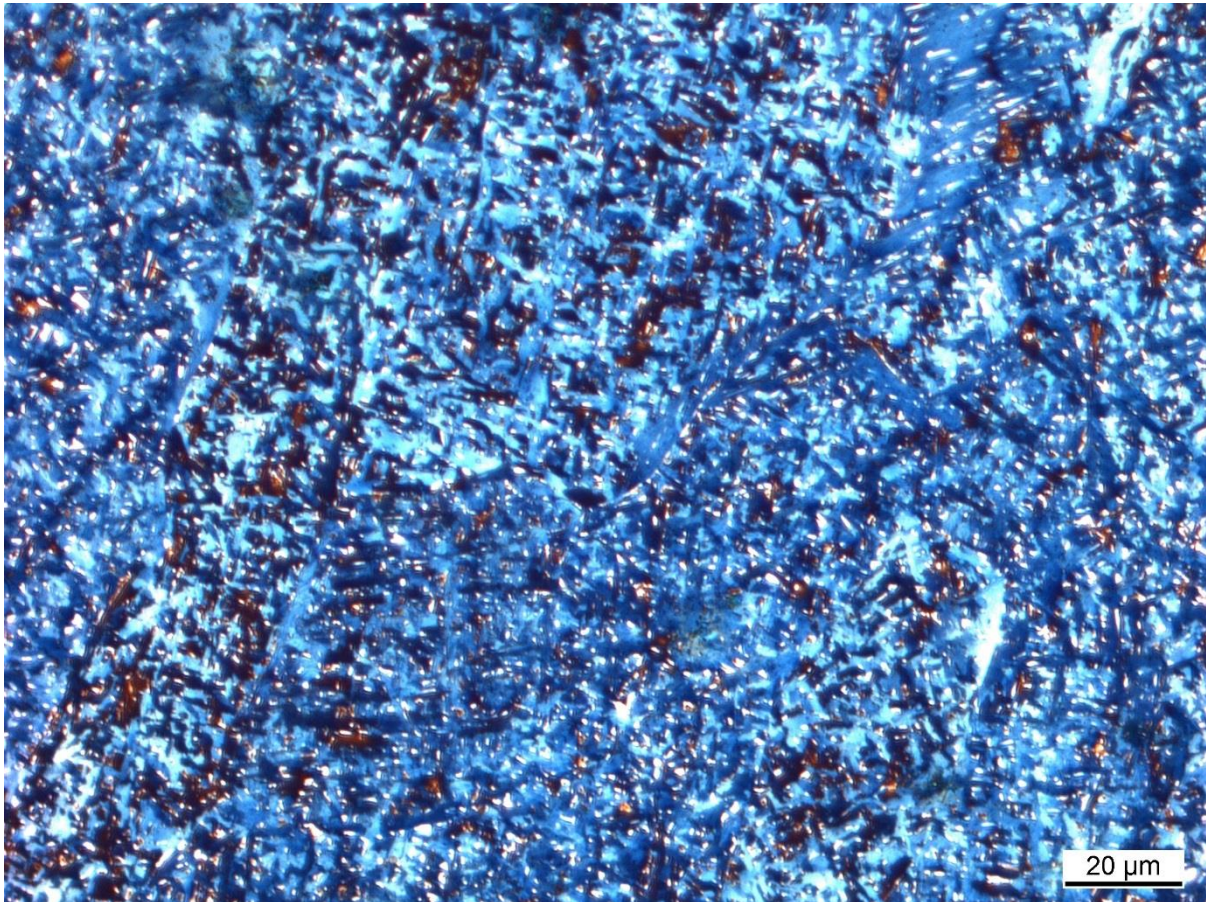


Abbildung 66: Gefüge der des Schweißgutes (S700M obere Prozessgrenze) Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel

Es zeigen sich deutlich sowohl ferritische als auch bainitische Bereich nach einer Ätzung nach Klemm. Des Weiteren sind fein verteilte MA-Phasen deutlich erkennbar. Aufgrund der relativ gleichwertigen Härte des Schweißgutes, im Vergleich zu den Grundwerkstoffwerten der Versuchswerkstoffe, kann auch hier vermutet werden, dass es sich zumeist um Restaustenit handelt.

Zusammenfassend kann nun gesagt werden, dass die gefundenen Unterschiede in den Härteverläufen der WEZ auf eine unterschiedliche Gefügemorphologie zwischen den Versuchswerkstoffen zurückzuführen sind. Diese sind in der chemischen Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe sowie in der verschiedenen Herstellweise begründet. Nachfolgend wird nun aufgezeigt, welche Unterschiede sich aus der verschiedenen Gefügemorphologie für die mechanischen Eigenschaften unter divergierenden Lastarten für Schweißverbindungen ergeben. Vorausgehen wird eine Darstellung der möglichen Umwandlungsvorgänge, die zu den verschiedenen Eigenschaften der WEZ für die verschiedenen Werkstoffe führen.

9.3.4 Vergleich der Werkstoffe und Darstellung des Umwandlungsverhalten

Die deutlichen Unterschiede zwischen den Versuchswerkstoffen, obwohl sie hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften als auch der chemischen Zusammensetzung nahezu identisch sind, werden nachfolgend mit Hilfe des Umwandlungsverhaltens erklärt. Zunächst wird hier auf die unterschiedlichen Gehalte an Kohlenstoff eingegangen. Im S700M ist der Kohlenstoffgehalt bei 0,07 Gew.-% eingestellt. Im Gegensatz hierzu weist der S690Q einen Kohlenstoffgehalt von 0,12 Gew.-% auf.

Im Eisenkohlenstoffdiagramm zeigt sich, dass aufgrund der Variation des Kohlenstoffgehaltes ein unterschiedliches Erstarrungs- und Umwandlungsverhalten der beiden Versuchsstähle auftritt. Eine vergrößerte Darstellung des Stahlbereiches des Eisenkohlenstoffdiagrammes nebst verschiedenen Gefügebrausprägungsvarianten entsprechend der chemischen Zusammensetzung zeigt Abbildung 67.

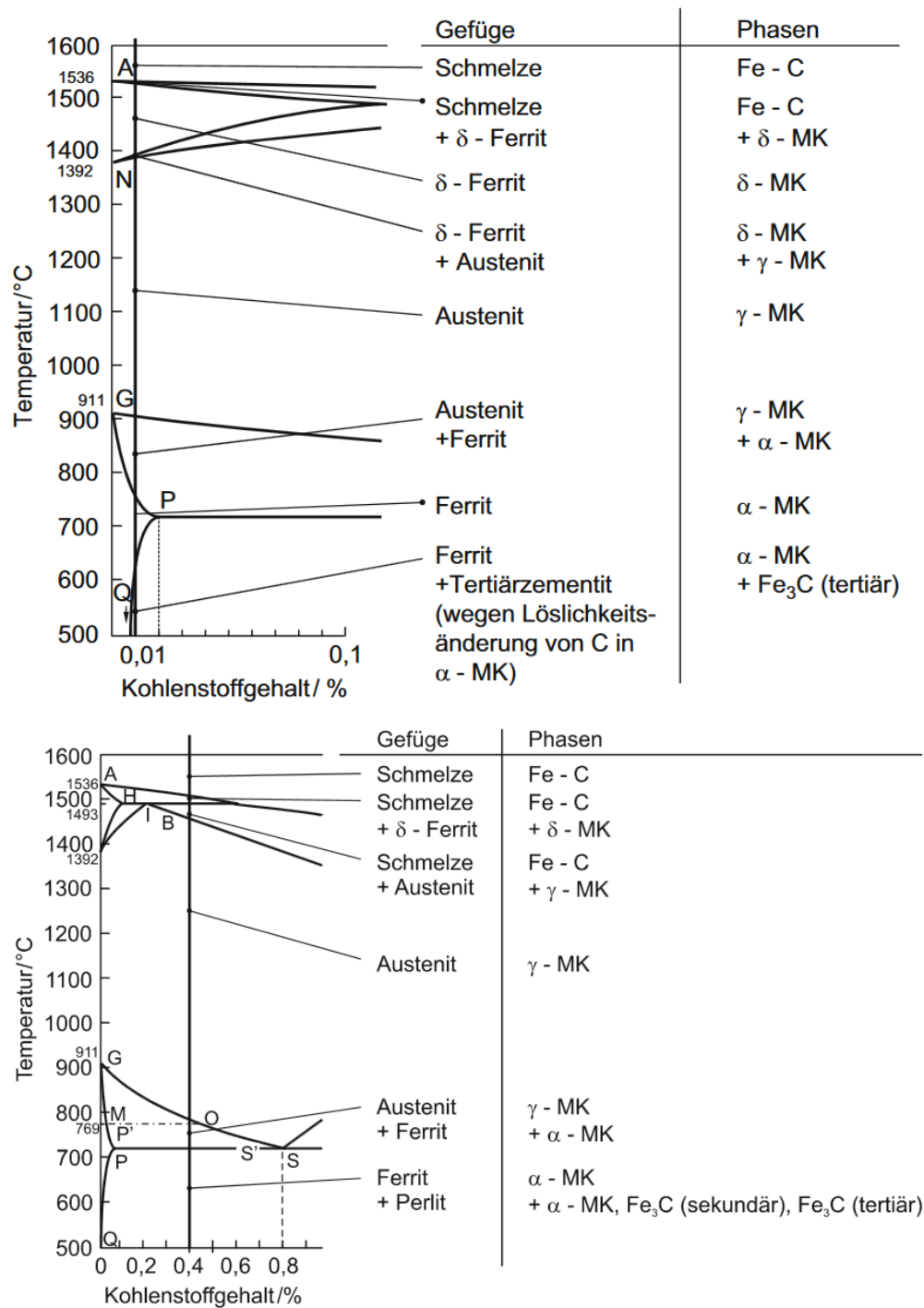


Abbildung 67: Vergleich der Phasenausscheidung zwischen verschiedenen Stählen, [94]

Es zeigt sich deutlich, dass das Erstarrungsintervall mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt deutlich ansteigt. Dies bedeutet, dass sich für einen höheren Kohlenstoffgehalt wie beim S690Q deutlich mehr δ -Ferrit in der Schmelze bildet als bei einem geringeren Kohlenstoffgehalt. Des Weiteren sagt dies aus, dass sich bei der Erstarrung deutlich weniger Primäraustenit diskret aus der Schmelze bildet als bei kleineren Kohlenstoffgehalten. Der Abbildung 67 folgend kann die Grenze für die vollständige Umwandlung des Stahles in delta-ferrit bei der Erstarrung bei ca. 0,12% Kohlenstoff gesehen werden. Darüber bildet sich auch vermehrt Primäraustenit bei der Erstarrung aus. Da sich aus der chemischen Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe hier deutliche Unterschiede ergeben und der S690Q an der Grenze der Umwandlung in Deltaferrit liegt, kann davon ausgegangen werden, dass selbst kurz nach der Erstarrung Unterschiede in der Größe der Austenitkörner vorliegen. Hierbei würde der S690Q aufgrund der fehlenden Umwandlung deutlich größere Austenitkorngrößen als der S700M direkt nach der Erstarrung aufweist. Dadurch wird auch in der nachfolgenden Umwandlung von Austenit in Ferrit ein deutlich feineres Gefüge des S700M provoziert. Durch die unterschiedliche Löslichkeit von Kohlenstoff im Austenit und δ -Ferrit weist der S700M deutlich ausgeprägtere lokale Konzentrationsunterschieden an Kohlenstoff auf als der S690Q.

Hieraus und aus dem deutlich unterschiedlichen Abstand zwischen dem S690Q und dem S700M zur Umwandlungsgrenze für Tertiärzementit bei 0,02% zeigen sich die schon dargestellten deutlichen Unterschiede in der Gefügemorphologie. Unterstützt wird dieses Verhalten durch unterschiedliche verformungsinduzierte Vorgänge aus der Herstellung zu unterschiedlichen Temperaturen. Hohe Verformungsgrade im Bereich von Umwandlungen bedingen eine feinkörnige Rekristallisation. Beim S690Q ist durch das Fehlen dieser Verformungsvorgänge ein gröberes Korn zu erwarten. Das bainitisch-ferritische Gefüge, welches zur Erreichung von vergleichbaren Festigkeiten zum S700M mit seiner Multiphasenzusammensetzung beim S690 notwendig ist, ist in den dargestellten Schlifften deutlich erkennbar.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass sich die Versuchswerkstoffe aufgrund der chemischen Zusammensetzung und des Herstellverfahrens in ihrem Gefüge signifikant unterscheiden, auch wenn die mechanischen Eigenschaften unter quasistatischer Belastung nahezu identisch sind.

9.4 Statische mechanische Eigenschaften der Verbindungen

Die Reduktion von Blechdicken geht, wie schon dargestellt, mit einer Erhöhung der nötigen quasistatischen Festigkeit einher. Daher sollten die vorgestellten Versuchswerkstoffe unter statischer Last eine entsprechende Mindeststreckgrenze von ungefähr 700MPa aufweisen, da derzeit im Normalfall ein Stahl mit einer Festigkeit von 355MPa verwandt wird.

Zur Bestimmung der statischen mechanischen Eigenschaften der Verbindung wurden an den Flachzugproben Zugversuch durchgeführt. Aufgrund der schweißnahtbedingten Kerben ist ein Versagen im Kerbgrund zu erwarten. Diese sind auch für eine geringere ertragbare plastische Verformung verantwortlich. Die aus den Zugversuchen ermittelten Kennwerte sind in Tabelle 13 dargestellt.

Tabelle 13: mechanische Eigenschaften unter quasistatischer Last

Werkstoff	Dehngrenze in MPa	Zugfestigkeit in MPa	Bruchdehnung in %
S700M gekerbt	685	775	12,86
S700M geschw.	707	817	8,9
S690Q geschw.	743	830	7,7

Es zeigt sich, dass die gesamte Schweißverbindung auch unter quasistatischer Last weiterhin die mechanischen Kennwerte hinsichtlich der Festigkeit der Grundwerkstoffe erreichen und auch übertreffen. Jedoch ist, wie zu erwarten war das Dehnungsverhalten behindert. Zur Identifikation des Kerbeinflusses sind die Eigenschaften einer ungeschweißten Grundwerkstoffprobe mit vergleichbarer Geometrie ebenfalls aufgeführt. Es wird sichtbar, dass durch die Schweißnaht und die Eigenschaften der WEZ eine weitere Behinderung des Dehnungsverhaltens auftritt.

Um eine ausreichende Sicherheit hinsichtlich Sprödbbruch gewährleisten zu können, müssten die Kerbschlagverlustenergien nach entsprechendem Versuch bestimmt werden. Jedoch reichen die vorhandenen Nahtquerschnitte nicht zur Herstellung adäquater Proben aus. Somit wird dieser Aspekt vernachlässigt und über die im Kranbau angewandte These berücksichtigt, dass eine Verbindung eine ausreichende Zähigkeit aufweist, sofern sie die zyklischen Anforderungen erfüllt. Des Weiteren zeigt die Literatur, dass die Zähigkeitseigenschaften unter Einhaltung des $t_8/5$ -Zeit-Konzeptes als akzeptabel einzustufen sind.

Für die nachfolgenden Betrachtungen kann die quasistatische Festigkeit der Verbindung durch das Erreichen der Grundwerkstofffestigkeiten vernachlässigt werden, so dass sich das Hauptaugenmerk auf die schlagartig-dynamischen und die Eigenschaften unter zyklischer Last beschränkt.

9.5 Zyklische mechanische Eigenschaften der geschweißten Verbindungen

Die nachfolgenden Untersuchungen des Schwingfestigkeitsverhaltens wurden auf einer Resonanzprüfmaschine des Typs Rumul Testronik 110kN durchgeführt. Bei diesen Untersuchungen wurden zwei grundlegend verschiedene Probengeometrien untersucht. Diese unterscheiden sich dabei deutlich durch die jeweiligen Belastungsarten/-bereiche.

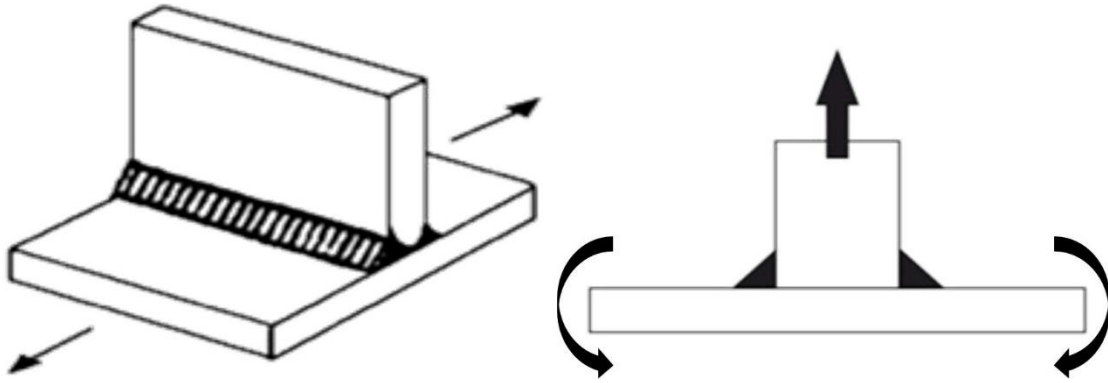


Abbildung 68: Belastungsarten bei der zyklischen Prüfung

Die T- Probe wird auf Biegung belastet, Abbildung 68 . Hierdurch entsteht im Nahtübergangsbereich eine örtliche Zugbelastung im Bereich einer metallurgischen und geometrischen Kerbe. Der Belastungsfall der Flachzugprobe entspricht einer Zugbelastung über den gesamten Probenquerschnitt und somit wird die zyklische Festigkeit einer Kombination aus Wärmeeinflusszone und Grundwerkstoff untersucht. Bei den zyklischen Untersuchungen an einem simulierten Trägerstoß wird das Schweißgut auf seine zyklische Festigkeit geprüft, da kein durchgängiges Grundmaterial vorhanden ist. Die Probenform entspricht in diesem Fall der einer Flachzugprobe. Die genutzten Probengeometrien sind in Abbildung 68 dargestellt.

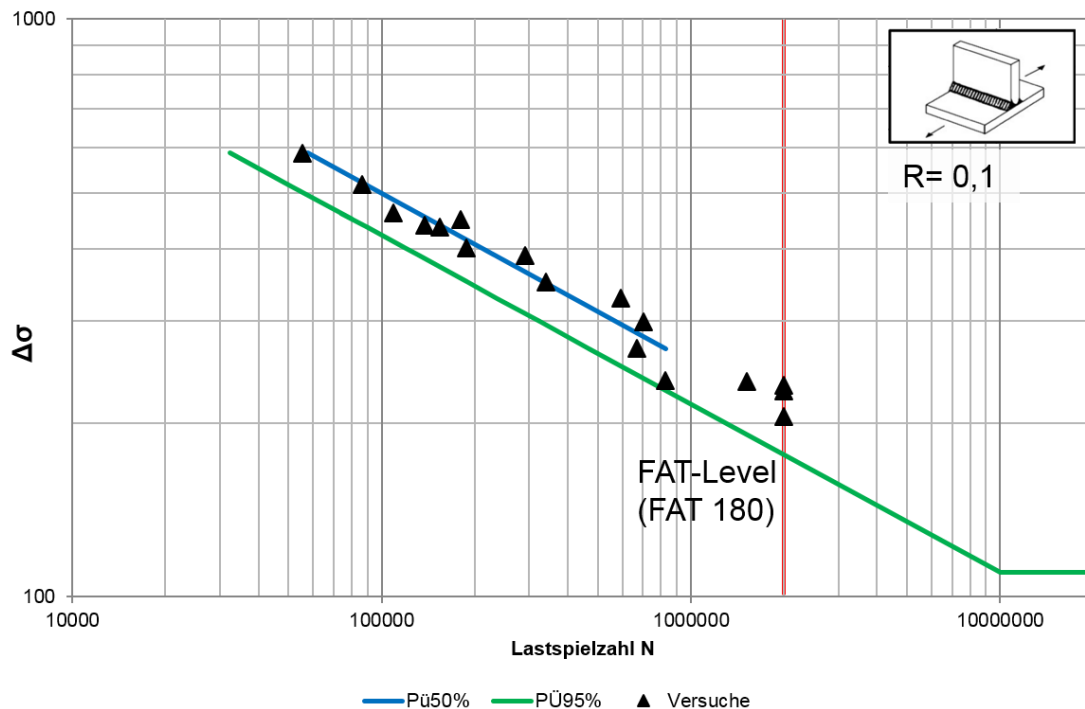


Abbildung 69: Beispielhafte Auswertung nach DIN EN 50100

Die durchgeführten Versuche lagen mit einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ und $R = 0,5$ im Zugschwellbereich. Um das Versuchspensum auf ein zeitlich durchführbares Maß zu begrenzen, wurden die Versuche zunächst mit einer Dauerfestigkeitsgrenze von 2×10^6 Schwingspielen durchgeführt, Abbildung 69. Diese Versuche zur Bestimmung der Kurzzeitfestigkeit sind in DIN EN 50100 „Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile“ genormt. Bei ausgewählten Versuchsreihen wurde die zu durchlaufenden Schwingspielzahl auf 2×10^7 Schwingspiele erweitert, um die Dauerfestigkeitsgrenze zu präzisieren.

Die unterschiedlichen Versuchsreihen wurden nach einem Verfahren mit abgestuften Lasthorizonten, oder auch Perlenschnurverfahren genannt, durchgeführt. Je Lasthorizont wurde eine Probe genutzt. Im Übergangsbereich zum Dauerfestigkeitsbereich wurde dieses Verfahren um ein Näherungsverfahren zur exakteren Bestimmung der Dauerfestigkeit so weit wie möglich ergänzt. Die statistische Auswertung unter den gegebenen Voraussetzungen ist nach [95], [96], [97] und [49] möglich und ist zudem in DIN EN 50100 ebenfalls genormt.

Zunächst wurde eine lineare Regression der logarithmierten Messpunkte, u.a. [98], [99], [100], zur Bestimmung der Steigung der Zeitfestigkeitsgeraden durchgeführt. Ausgehend von einem frei gewählten Bezugslasthorizont wurde dann eine Verschiebung der Lastspielzahlen auf diesen Bezugslasthorizont durchgeführt und im Anschluss die statistische Auswertung vollzogen.

Die Berechnung der auftretenden Spannungen wurde bei der T-Probengeometrie an einer Vergleichsprobengeometrie durchgeführt. Dabei bleibt die tatsächliche Schweißnahtausprägung unberücksichtigt. In die Berechnung gehen lediglich die Probenbreite und die Dicke der Bleche ein. Als Schweißnahtausprägung wurde eine auf die Blechdicke abgestimmte Nahtdicke ausgewählt. Bei der Blechdickenkombination von 15mm auf 6mm wurde eine Nahtdicke (a -Maß) von 5mm und bei der Nutzung

der Kombination aus 10mm auf 4mm eine Nahtdicke von 3,5mm verwendet. Zudem wurde wie bei den Grundwerkstoffproben ein Verbund zwischen beiden Blechen über die Kontaktfläche angenommen. Diese Einschränkungen wurden aufgrund der Vergleichbarkeit der Verbindungseigenschaften bei unterschiedlicher Nahtausprägung getroffen. Als ein Faktor, der die Simulation an die realen Bedingungen anpasst wurde der übliche Vergleichsradius für den Schweißnahtübergang von 1mm auf 0,3mm reduziert, da sich in den verschiedenen Schliffbildern zeigte, dass keine der Schweißnähte mit Standardzusätzen einen Übergangsradius von nahe 1 mm aufweist. Nach der Vermessung ergab sich ein mittlerer Übergangsradius von der Schweißnaht zum dünnen Blech von ca. 0,3mm. In Kombination mit den Ergebnissen der Dauerschwingversuche der Zugproben ergeben sich jedoch quali- und quantifizierbare Aussagen. Signifikante Unterschiede im Schwingfestigkeitsverhalten zwischen den verschiedenen Blechdickenkombinationen, über die in der Normung hinaus – wie in 9.5.3 dargestellt - konnten nicht nachgewiesen werden, Abbildung 74. Das Vorgehen ist an das Vorgehen zur Bestimmung der Verbindungsfestigkeit unter örtlicher Belastung der IIW-Richtlinien zur Auslegung von Schweißkonstruktionen angelehnt.

Bei der Auswertung der Zugproben wurde der kleinste Probenquerschnitt als Grundlage zur Berechnung der Spannungen herangezogen. Dies entspricht dem Vorgehen des Nennspannungskonzeptes. Die durch die Kerbe am Übergang zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff verursachte Spannungsüberhöhung blieb dabei unberücksichtigt.

9.5.1 Vergleich S690QL und S700MC

Der Vergleich der beiden ausgewählten Versuchswerkstoffe unter den beiden gewählten Belastungsmodi zeigt, dass der nicht aufhärtende Werkstoff S700MC bei der Ermüdungsfestigkeit dem S690QL überlegen ist, Abbildung 70 und Abbildung 71.

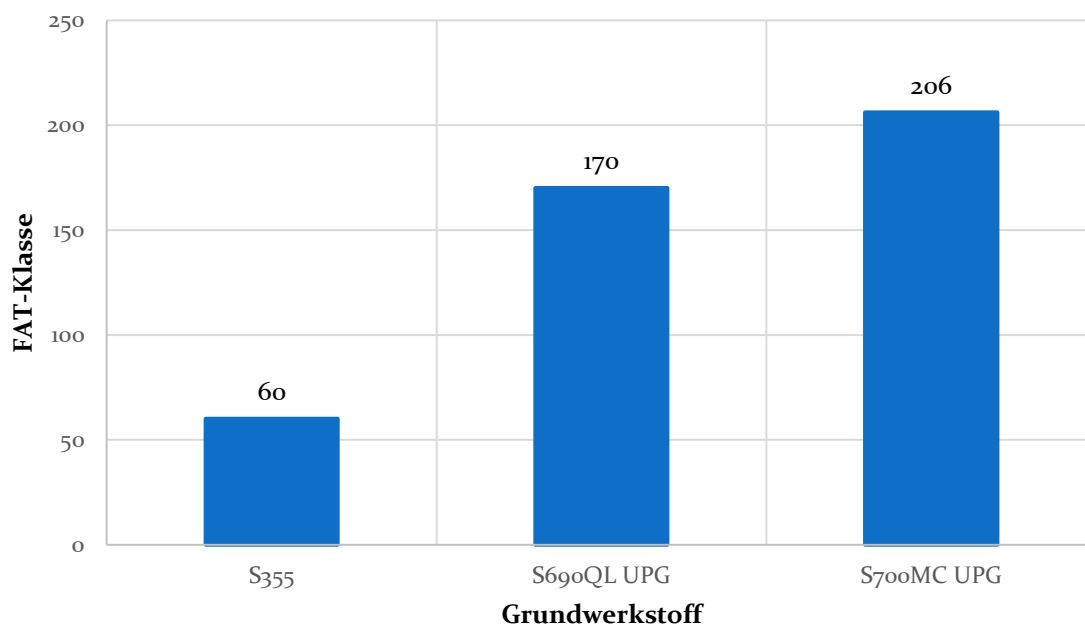


Abbildung 70: FAT-Klassen für Zug-Proben verschiedener Werkstoffe bei gleichen Parametern gefügt

Zum Vergleich wurden die Ergebnisse der Ermüdungsfestigkeitsuntersuchungen bei ähnlichem Energieeintrag, hier der unteren Prozessgrenze, und bei Nutzung des gleichen Schweißgutes herangezogen.

Es werden jedoch auch Unterschiede bei der Betrachtung der beiden unterschiedlichen Bemessungskonzepte sichtbar.

Im Fall des Normalspannungskonzeptes zeigt sich, dass die technische Dauerfestigkeit des S700MC ca. 20% über der des S690QL liegt. Beide liegen jedoch deutlich über dem in der Normung für diesen Kerbfall angegebenen Wert von FAT 80. Der zum Vergleich und zur Validierung der Untersuchungsmethodik mituntersuchte Werkstoff S355 zeigt im Vergleich zu Normung eine zu geringe technische Dauerfestigkeit. Dies liegt in der relativ breiten Streuung der Versuchszahlen und in der Auswertung für die 95%ige Überlebenswahrscheinlichkeit begründet, da diese auf der logarithmischen Standardabweichung beruht, siehe Auswertung im Anhang. Jedoch zeigt sich, dass die generelle Größenordnung der technischen Dauerfestigkeit eingehalten wird, so dass die allgemeine Vorgehensweise zur Probenherstellung und Versuchsdurchführung als valide angesehen werden kann.

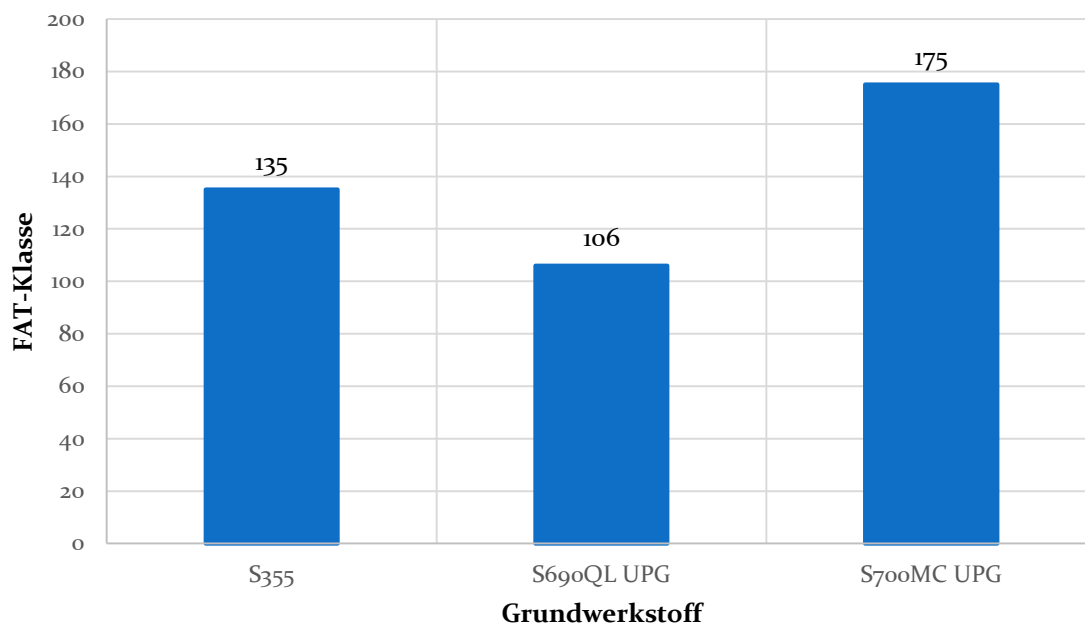


Abbildung 71: FAT-Klassen für T-Proben verschiedener Werkstoffe bei gleichen Parametern gefügt

Der Vergleich der technischen Dauerfestigkeit des Kerbspannungskonzeptes zeigt, dass der vergütete Feinkornbaustahl S690QL die kleinste technische Dauerfestigkeitsgrenze von 106 MPa aufweist. Der genutzte Werkstoff S355 zeigt eine technische Dauerfestigkeit von 135 MPa Spannungsschwingbreite bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ und der S700MC zeigt eine FAT-Klasse von 175 MPa Spannungsschwingbreite. Wie deutlich zu erkennen ist, kann durch die Nutzung des Werkstoffes S700MC eine Erhöhung der Dauerfestigkeit von geschweißten Konstruktionen um über 75% gegenüber der derzeitigen Anwendung findenden Auslegungskriterien angehoben werden, sodass ein entsprechendes Leichtbaupotential gegeben sein sollte.

Die zyklischen Eigenschaften der Werkstoffgruppe der vergüteten Feinkornbaustähle wurden schon hinreichend untersucht, u.a. [6], [101]. Es zeigt sich, dass sich diese Werkstoffgruppe entsprechen den in der Normung gegebenen Kurven verhält, u.a. [102].

Da der S700MC ein deutlich größeres Potential im Hinblick auf die Beispielanwendung aufweist, werden nachfolgend die meisten Untersuchungen auf diesen Grundwerkstoff bezogen.

9.5.2 Einfluss des Energieeintrages

Auch der Vergleich des Energieeintrages auf die zyklische Festigkeit ergibt, wie in Abbildung 72 und Abbildung 73 dargestellt, keinen divergierenden Befund. Dies ist unter anderem auf die vergleichbare Kerbausprägung und Mikrostruktur in der WEZ an der Kerbe zurückzuführen. Eine deutliche Änderung der Verbindungseigenschaften über den Energieeintrag wird erst außerhalb der gängigen Energieeintragsgrenzen erwartet und kann somit hier nicht abgebildet werden. Die auftretende Abweichung in den technischen Dauerfestigkeiten (FAT-Klassen) ist auf Streuung der Versuchsergebnisse zurückzuführen.

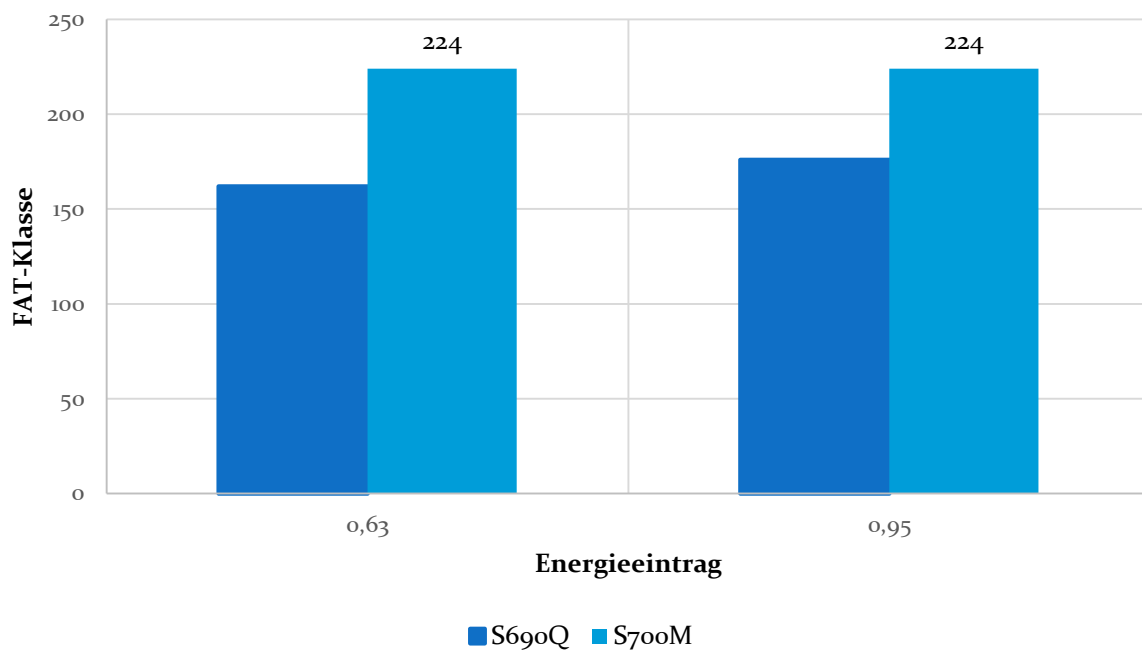


Abbildung 72: Einfluss des Energieeintrages auf die FAT-Klasse (Zug-Proben)

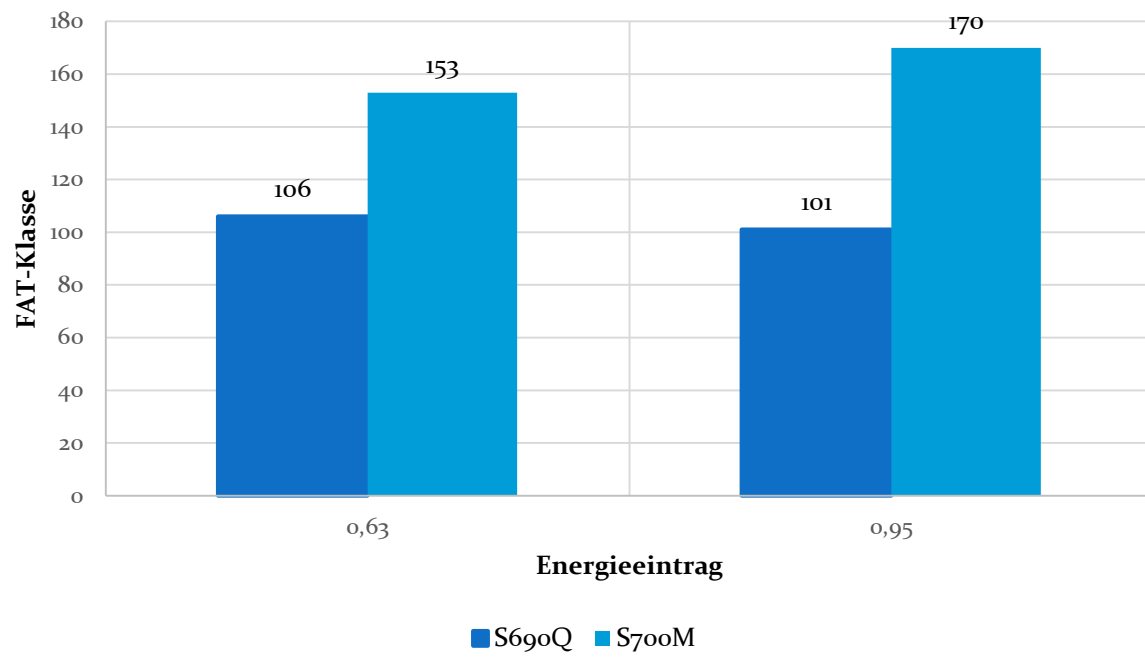


Abbildung 73: Einfluss des Energieeintrages auf die FAT-Klasse (T-Proben)

9.5.3 Einfluss der Blechdicke auf das Schwingfestigkeitsverhalten

Zunächst wird anhand der beschriebenen Untersuchungssystematik das Schwingfestigkeitsverhalten der unterschiedlichen Blechdickenkombinationen betrachtet. Die Richtlinien des IIW für die Auslegung zyklisch belasteter Strukturen legen eine Abhängigkeit der zyklischen Festigkeit und der Blechdicke nahe. Im Folgenden wird dies für die ausgewählten Blechdickenbereiche von 4 mm/10 mm und 6 mm/15 mm realisiert. Der Unterschied soll nach IIW-Richtlinie durch den Zusammenhang (4-2-1-1) berechnet werden können. Die Referenzblechdicke t_{ref} beträgt nach IIW-Richtlinie 25mm. Die effektive Blechdicke t_{eff} kann hierbei mit 4mm bzw. 6mm angegeben werden. Eine Betrachtung für T-Proben entfällt aufgrund der Betrachtung der Kerbspannungen bei dieser Probengeometrie.

$$f_t = \left(\frac{t_{ref}}{t_{eff}} \right)^{0,3} \quad (4-2-1-1)$$

Unter Berücksichtigung der gegebenen Randbedingungen ergibt sich dann ein Unterschied von 11% in den ertragbaren Schwingfestigkeiten zwischen den beiden verschiedenen Blechdickenkombinationen. Dabei soll die dünnere Blechdickenkombination eine erhöhte Festigkeit aufweisen.

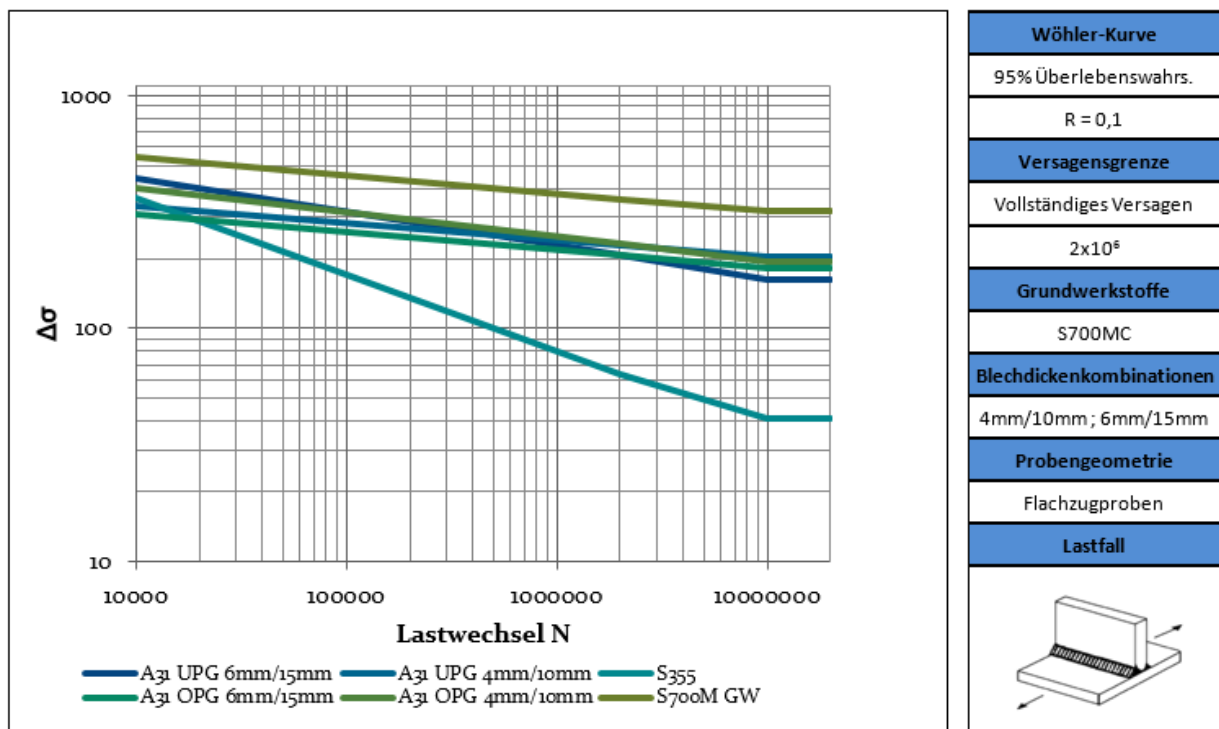


Abbildung 74: Vergleich der Schwingfestigkeit zwischen verschiedenen Blechdickenkombinationen

Dieser Unterschied zeigt sich auch bei der experimentellen Betrachtung der Wöhlerlinien für den Grundwerkstoff S700MC nach dem thermischen Fügen. Hier liegen die Unterschiede zwischen den Blechdickenkombinationen in der für die Bewertung der zyklischen Festigkeit entscheidende FAT-Klasse⁵

⁵ Die FAT-Klasse gibt den Wert der Wöhlerkurve für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 95% und einem Konfidenzintervall von 75% bei Überschreiten der 2.000.000 Lastwechsel an. Eine Einteilung anhand der in der

für die untere Prozessgrenze bei der schweißtechnischen Verarbeitung bei 9,6% und für die obere Prozessgrenze bei der schweißtechnischen Verarbeitung bei 10,8%.

Um eine bessere Übersicht über die FAT-Klassen der einzelnen Parameterklassen zu erlangen, wird eine andere Darstellungsvariante gewählt, Abbildung 75.

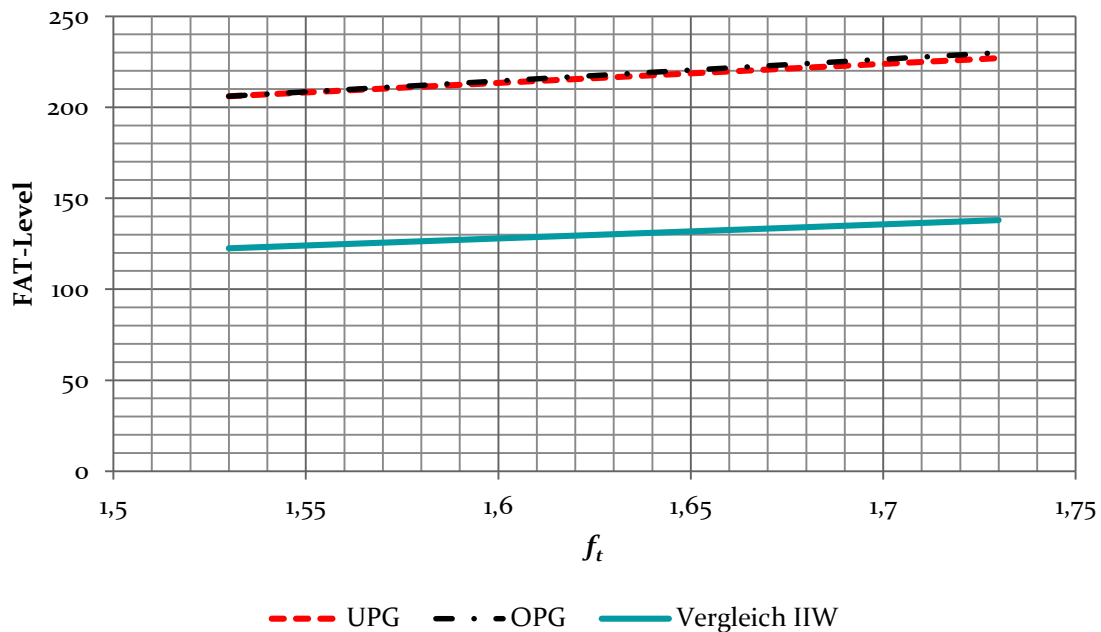


Abbildung 75: FAT-Level unbelasteter Kehlnähte über den Blechdickeneinflussfaktor nach IIW-Recommendations

Weiterhin sieht der Korrekturfaktor für Blechdicken auch eine allgemeine Steigerung der zyklischen Festigkeit bei dünnen Blechen vor. Jedoch zeigt sich, dass der Werkstoff S355 dieses Verhalten nicht aufweist – eine Steigerung der FAT-Klasse im Vergleich zur den in der einschlägigen Normung vorgegebenen Werten von FAT 80 kann hier nicht festgestellt werden. Im Gegensatz hierzu zeigt der Feinkornbaustahl S700MC das in der Richtlinie antizipierte Verhalten.

einschlägigen Normung gegebenen FAT-Gruppen/Klassen wird an dieser Stelle nicht durchgeführt. Die Festlegung der FAT-Klasse dient hier nur der einfacheren Vergleichbarkeit der Kurven.

9.5.4 Variation konventioneller Zusätze

Um den Einfluss der Schweißgutfestigkeit auf die zyklische Festigkeit der Kleinprobengeometrie zu untersuchen, wurden zunächst konventionelle auf dem Markt verfügbare Schweißzusätze genutzt. Eine Auflistung der chemischen Normzusammensetzung zeigt Tabelle 14.

Tabelle 14: chemische Zusammensetzung nach Norm der genutzten Schweißzusätze nebst minimaler Schweißgutfestigkeit

Schweißzusatz		Massenanteil in %							Streckgrenze in MPa
DIN ISO 16834- A	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	V	
G69 4 M21 Mn2NiCrMo	0,09	0,52	1,57	0,30	1,40	0,25	-	0,09	690
G89 6 M21 Mn4Ni2CrMo	0,09	0,80	1,80	0,31	2,20	0,55	-	-	890
G 50 7 M21 4Mo	0,09	0,70	1,95	-	-	-	-	-	560

Bei der Auswahl der Schweißzusätze drei wurden verschiedene Ansätze verfolgt. Es wurde ein im Vergleich zum Grundwerkstoff passender, kleinerer und größerer Streckgrenze des Schweißgutes angegebener Schweißzusatzwerkstoff ausgewählt.

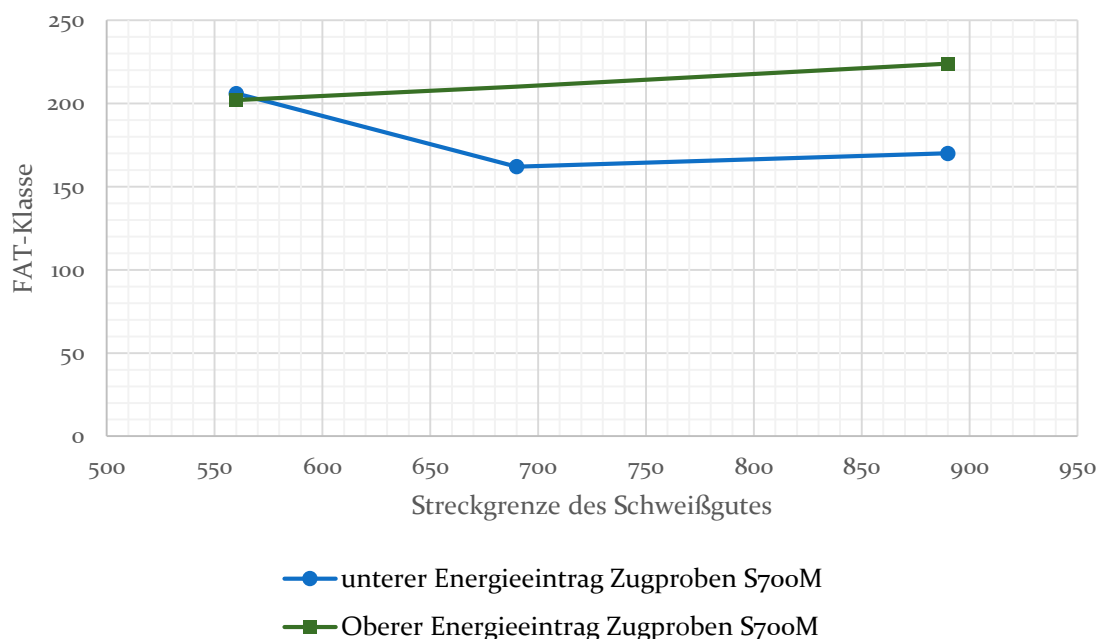


Abbildung 76: Abhängigkeit der FAT-Klasse von geschweißten Zugproben in Abhängigkeit der angegebenen Streckgrenze des Schweißgutes

Es zeigt sich, dass sich keine eindeutige Tendenz zwischen den unterschiedlichen Schweißzusätzen in Abhängigkeit des Energieeintrages ausbildet, Abbildung 76. Ein möglicher Grund ist, dass sich aufgrund des geänderten Energieeintrages und der geänderten Schweißgutfestigkeit der Eigenspannungszustand in der Umgebung der Schweißnaht signifikant geändert hat und sich so unterschiedliche FAT-Klassen einstellen.

Da die Streuung bei Schweißzusatz mit einer Streckgrenze von 560 MPa die geringste Abweichung aufweist, wird dieser Schweißzusatz in den nachfolgenden Untersuchungen fokussiert.

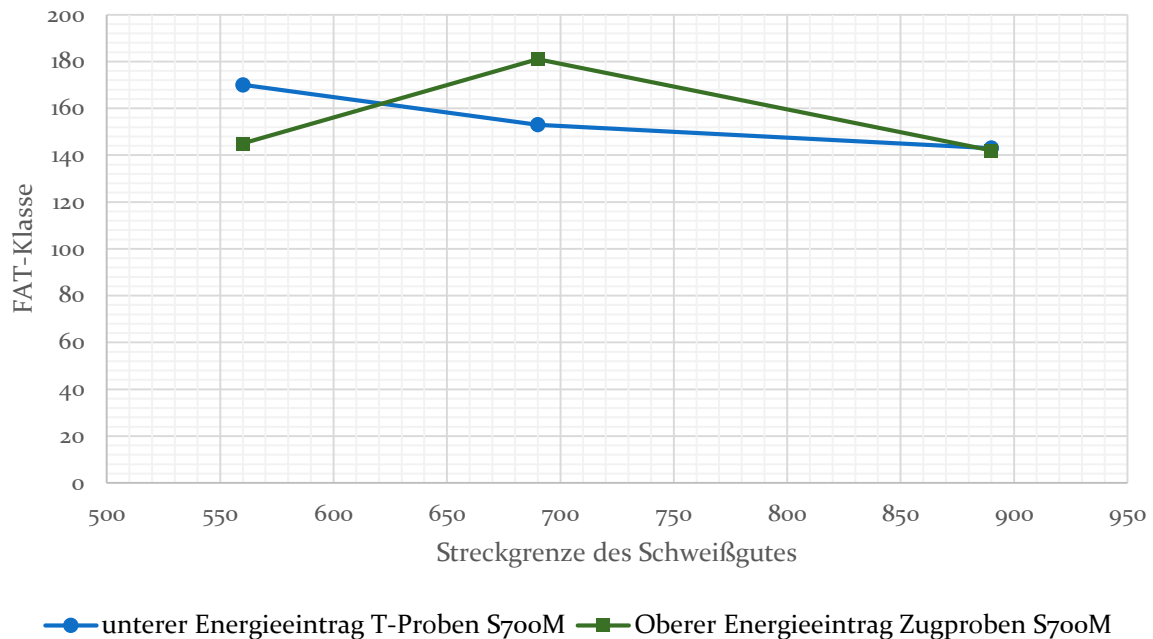


Abbildung 77: Abhängigkeit der FAT-Klasse von geschweißten T-Proben in Abhängigkeit der angegebenen Streckgrenze des Schweißgutes

9.5.5 Eigenschaften bestimmter Gefügebestandteile

Zur Untersuchung des Einflusses, der in der WEZ auftretenden Gefügezusammensetzungen auf die zyklische Festigkeit, ist es notwendig den Schweißprozess zu umgehen und das gewünschte Gefüge über den eingeschnürten Bereich einer Schwingprobe hinaus auszudehnen. Dabei ist eine homogene Gefügeausbildung von entscheidender Bedeutung, um die Eigenschaften eines bestimmten Gefüges bestimmen zu können. Dies wurde durch den Einsatz einer Schweißprozesssimulation erreicht. Durch diesen können schweißprozessvergleichbare Temperaturverläufe realisiert werden und somit bestimmte Gefüge der Wärmeeinflusszone gezielt eingestellt werden, [78, pp. 73 -76]. In einer geeigneten Prozesskammer wurden die Proben induktiv erwärmt. Zur induktiven Erwärmung kam ein HF-Generator zum Einsatz. Die Erwärmung wurde zur Vermeidung von Oxidationsvorgängen unter Argonathmosphäre durchgeführt. Die Lagerung erfolgte lastfrei als Fest-Los-Lagerung, vgl. [78]. Zur Erzeugung verschiedener Gefügezusammensetzungen - einmal vergleichbar zur Feinkornzone der WEZ und zum anderen vergleichbar zur Grobkornzone - wurden ausgehend von der Aufnahme eines Temperaturprofils und der in der Literatur beschriebenen Werte für Fein- und Grobkornglühen, zwei Temperaturen ausgewählt. Dies ist zum einen zur Erzeugung des feinkörnigen Gefüges 925°C Spitzentemperatur und für das grobe Gefüge 1250°C. Die durchlaufenen Temperaturzyklen sind in Abbildung 78 dargestellt.

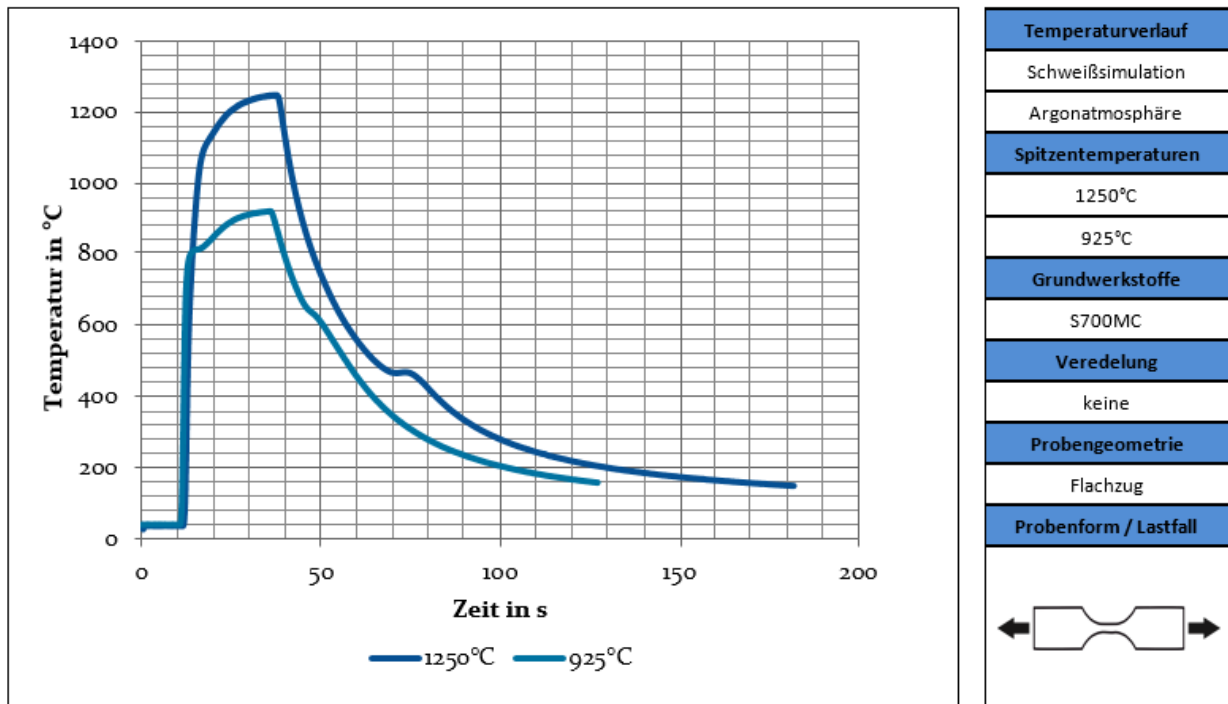


Abbildung 78: Typische Temperaturverläufe bei der Schweißsimulation

Deutlich sind exothermen Umwandlungen bei ca. 620°C und ca. 450°C zu erkennen. Dies lässt auf Gefügeumwandlungen schließen. Die Probenform wurde auf Basis des SEP 1240 entwickelt. Sie verfügt lediglich über verlängerte Spannbereiche zur Einspannung in die Resonanzprüfmaschine. Abbildung 79 zeigt die verschiedenen Gefüge vor und nach der Schweißprozesssimulation. Deutlich ist die Steigerung der Korngröße im rechten Bild durch eine Spitzentemperatur von 1250°C im Vergleich zum unbehandelten Grundwerkstoff im mittleren Bild und zur Spitzentemperatur von 925°C im linken Bild zu erkennen. Der Vergleich zwischen dem Grundwerkstoff und dem feinkörnigen Gefüge lässt auf die Auflösung der Walzzeitigkeit durch die Schweißsimulation schließen.

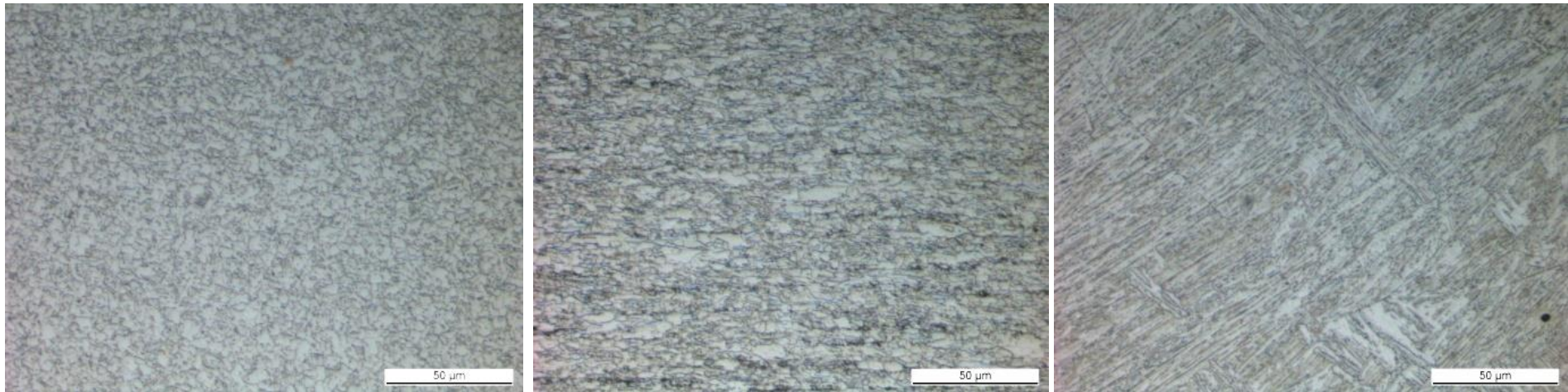


Abbildung 79: Gefügevergleich vor und nach der Schweißsimulation⁶

⁶ Links: Spitzentemperatur 925°C; Mitte: unbehandelter Grundwerkstoff; Rechts Spitzentemperatur 1250°C

Die Messung der Härtewerte der entstandenen Gefüge ergab die in Tabelle 15 dargestellten Werte. Die gemessenen Härtewerte des durch die Schweißsimulation gezielt eingestellten Gefüges liegen im Bereich der Härtewerte der korrespondierenden Gefüge in der WEZ.

Tabelle 15: Härtewerte nach der Schweißsimulation

Härte des Gefüges in HV10		
925°C Spitztemperatur	Ausgangsgefüge	1250°C Spitztemperatur
229,7	259,5	277,3

Eine starke Aufhärtung der grob- oder feinkörnigen Proben ist nicht zu erkennen. Dies steht im Gegensatz zu den deutlichen Haltepunkten bei der Abkühlung und der damit einhergehenden Bainitbildung. Da der S700M einen geringen Kohlenstoffgehalt von $<0,08\%$ aufweist, liegt voraussichtlich eine partielle bainitische Umwandlung vor. Diese Umwandlung geht jedoch nicht mit einer starken Gitterverspannung einher und führt somit nicht zu einer deutlichen Aufhärtung des Gefüges. Die Auswertung der zyklischen Untersuchungen ergab, dass ein deutlicher Abfall der Schwingfestigkeit bei beiden wärmebehandelten Probensätzen zu erkennen ist, Abbildung 80. Weiterhin zeigte sich, dass das feinkörnige Gefüge eine im Vergleich zum grobkörnigen Gefüge verminderte Dauerfestigkeit aufweist. Die FAT-Klasse des Grundwerkstoffes liegt bei FAT 434, die des feinkörnigen Gefüges liegt bei FAT 208 und die des grobkörnigen Gefüges liegt bei FAT 272.

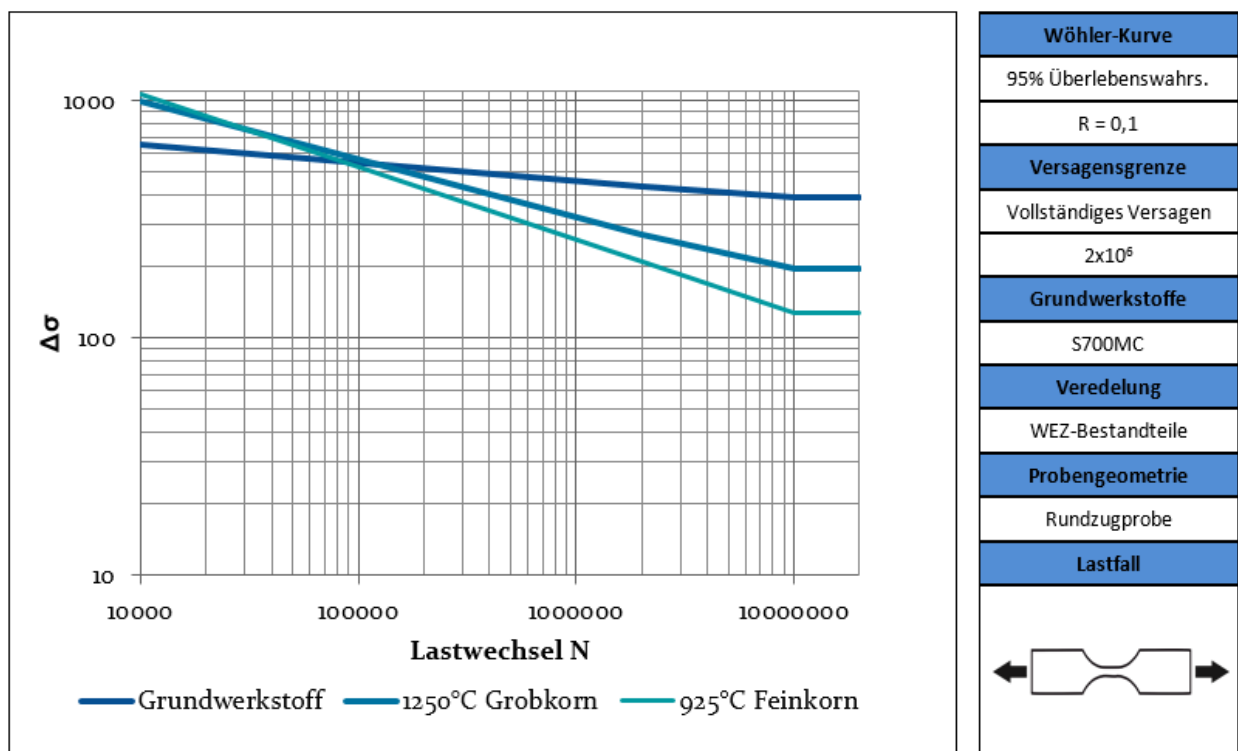


Abbildung 80: Vergleich des Schwingfestigkeitsverhalten der einzelnen Bereiche der WEZ

Dieses Verhalten lässt sich auf verschieden Effekte zurückführen:

1. Durch die Rekristallisation wird die Kaltverfestigung aufgehoben.

In Abbildung 79 ist deutlich zu erkennen, dass sich während der Wärmebehandlung die Walzzeitigkeit des unbehandelten Grundwerkstoffes auflöst. Dies zeigt, dass sich bei der Rekristallisation auch die durch die Verformung eingebrachten Eigenspannungen auflösen. Weiterhin werden sich im Werkstoff enthaltenen Versetzungen auflösen und somit zu einem spannungsarmen feinkörnigen Gefüge führen. Da sich die Festigkeit bzw. Härte der Feinkornzone nur geringfügig von der des Grundwerkstoffes unterscheidet, kann davon ausgegangen werden, dass die aufgrund des Wegfalls der Kaltverfestigung fehlenden Festigkeit durch die Bildung höherfester Gefügebestandteile fast ausgeglichen wird. Dies wird auch durch die Abnahme des Ferritgehaltes bestätigt. Die Gefügaufnahmen lassen auf einen erhöhten Anteil an Perlit schließen.

2. Durch die im Vergleich zur Grobkornzone große Anzahl an Korngrenzen wird eine Anrissbildung begünstigt.

Da jede Korngrenze ein Hindernis für wandernde Versetzungen ist und an diesen eine neue Aktivierung von Gleitbändern anderer räumlicher Ausrichtung durchgeführt werden muss, tritt durch die erhöhte Belastung der Korngrenzen auch vermehrt Mikrorissbildung auf. Dies führt zu einer herabgesetzten Schwingfestigkeit.

Vereinfacht wird in Abbildung 81 das FAT-Niveau über die Anlasstemperatur aufgetragen. Es zeigt sich, dass auf Grundlage der Datenbasis ein Minimum für die Feinkornzone der WEZ existiert⁷.

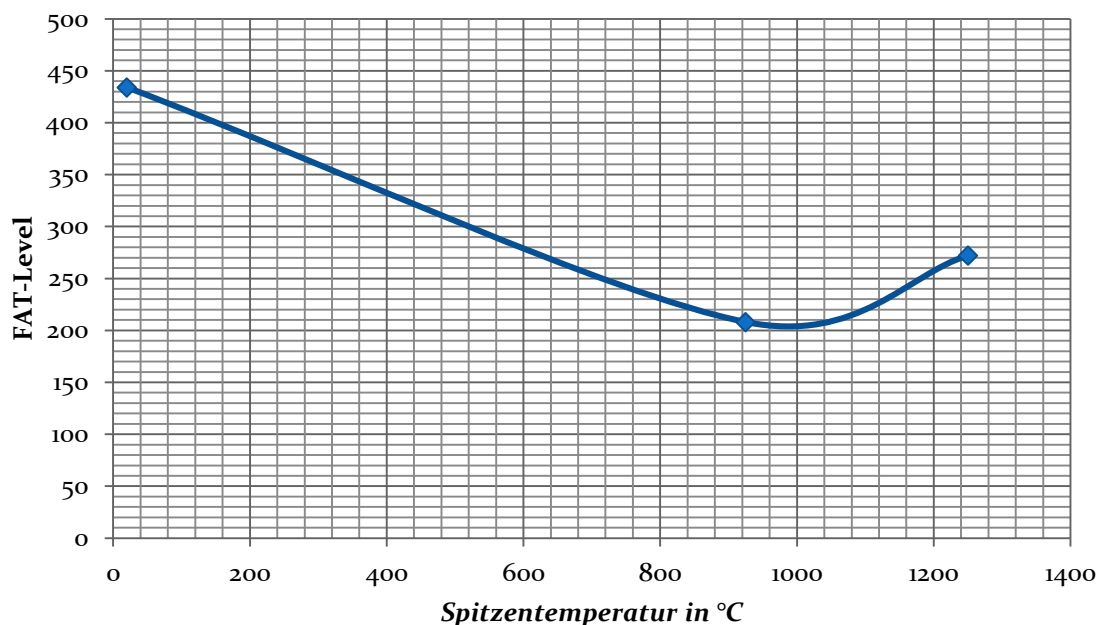


Abbildung 81: FAT-Level in Abhängigkeit der Spitztemperatur bei der Wärmebehandlung

⁷ entspricht einer Spitztemperatur von 925°C

9.6 Mechanische Eigenschaften unter dynamisch-schlagartiger Last

Da in der ausgewählten Beispielanwendung durchaus dynamisch schlagartige Lasten auftreten können, ist die Charakterisierung und Verbesserung dieser Eigenschaften von gesteigertem Interesse. Wie dargestellt beziehen sich die Untersuchungen auf eine interessante und vielversprechende Werkstoffkombination. Diese wird nachfolgend auf ihre Eigenschaften und dynamisch-schlagartiger Last untersucht, um dann in Kapitel 11.3.3 überprüfen zu können, ob eine Verbesserung der Eigenschaften durch die Modifikation der Kerbgeometrie erreicht werden konnte. Dabei werden zunächst die Versuchsrandbedingungen und im Anschluss die aus den Versuchen gewonnenen Daten vorgestellt.

Die Versuchsrandbedingungen zur Bestimmung der Eigenschaften der Verbindung unter dynamisch-schlagartiger Last im Hochgeschwindigkeitszugversuch sind in Tabelle 16 zusammengefasst.

Tabelle 16: Zusammenfassung der Versuchsrahmenbedingungen für die Hochgeschwindigkeitsversuche an der bevorzugten Materialkombination

Belastungsgeschwindigkeit in m/s	0,02	0,2	2
----------------------------------	------	-----	---

Für die Bestimmung der Eigenschaften kam nur die Flachzugprobengeometrie, wie sie schon vorgestellt wurde, zum Einsatz. Im Anschluss an die Versuche wurden die gewonnenen Daten ausgewertet und in konventionelle Spannungs-Dehnungsdiagramme überführt, sowie die charakteristischen Größen bestimmt.

Die Eigenschaften der Verbindung unter dynamischer Last lassen sich wie folgt zusammenfassen. In Abbildung 82 ist ein typischer Verlauf des Spannungs-Dehnungsdiagramms für einen Hochgeschwindigkeitszugversuch dargestellt. Bei der Betrachtung der aus diesem Diagramm für jeden Versuch entnommenen Daten zeigt sich, dass ein deutlicher Einfluss der Versuchsgeschwindigkeit auf die Zugfestigkeit des Werkstoffes zu beobachten ist.

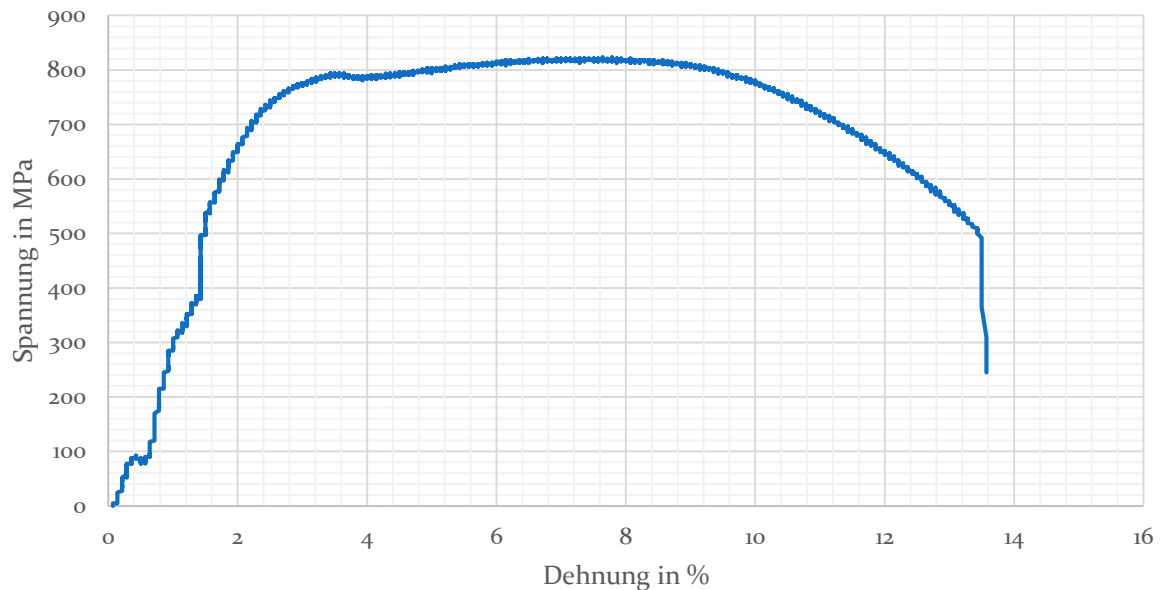


Abbildung 82: typischer Verlauf eines Spannungs-Dehnungsdiagramms unter erhöhter Belastungsgeschwindigkeit für 0,2 m/s

Des Weiteren zeigt sich, dass durch die erhöhten Belastungsgeschwindigkeiten keine Minderung der Dehngrenze auftritt. Auch hier stellt sich eine positive Abhängigkeit der Dehngrenze von der Belastungsgeschwindigkeit dar, Abbildung 83. Dies lässt die Aussage zu, dass für die Auslegung der Rahmenkonstruktion mit der Nominalstreckgrenze gerechnet werden kann. Aufgrund dessen kann eine Reduktion des Rahmengewichtes um 50% erwartet werden. Die Bruchdehnung weist jedoch kein eindeutiges Verhalten auf.

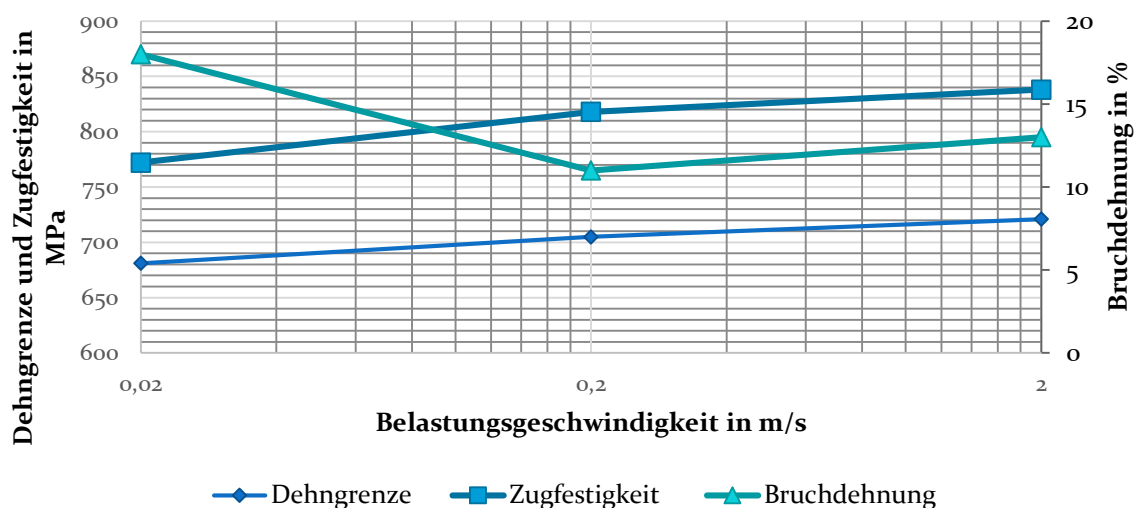


Abbildung 83: Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Modellverbindung unter steigender Last

In jedem Fall zeigt sich, dass für eine Auslegung unter dynamisch-schlagartiger Belastung die Grundwerkstoffwerte herangezogen werden können. Ein deutlich sprödes Versagen zeigt sich bei einer Bruchdehnung von mindestens 10% unter dynamisch-schlagartiger Last nicht.

10 Modifikation von Schweißzusätzen

Da sich gezeigt hat, dass eine Variation der Festigkeit des Schweißgutes keinen signifikanten Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit der Schweißverbindung hat, bleibt die Möglichkeit das Fließverhalten und der Oberflächenspannung der Schmelze und die Lichtbogencharakteristik durch eine Oberflächenbeschichtung zu modifizieren, um eine Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit realisieren zu können. Dabei ist das Ziel den Übergang der Schweißnaht in den Grundwerkstoff mit einem größeren Radius zu versehen. Dies sollte durch das Herabsetzen der Oberflächenspannung und Viskosität erreicht werden können. Die Minderung der Kerbwirkung sollte dabei zu einer deutlichen Steigerung der Festigkeit der Schweißverbindung unter verschiedenen Belastungsarten beitragen. Aus der Betrachtung unterschiedlicher Einflüsse verschiedener Legierungselemente auf die Oberflächenspannung von flüssigem Eisen wurden einige ausgewählt um diese These zu überprüfen. Diese vielversprechenden Beschichtungen sind Tabelle 17 aufgeführt.

Die durch diese Elemente ausgelösten Effekte, hier mit beschränkter Menge im Schweißgut bzw. im Stahl, als Legierungselement, sind in [103] beschrieben. Bei den meisten konnte unter Nutzung geringer Legierungsgehalte die Neigung zur Festigkeitssteigerung als auch der Phasenstabilisierung nachgewiesen werden.

10.1 Herstellung der beschichteten Schweißzusätze

Zur Herstellung der beschichteten Schweißzusätze wurde zunächst eine industrieübliche Beschichtungsanlage für Werkzeuge genutzt, Abbildung 84. Wie zu erkennen ist, wurde der Schweißzusatz dabei um eine vorhandene käfigartige Struktur gewickelt und im Anschluss durch magnetronunterstütztem Sputtern beschichtet. Es zeigte sich, dass der Schweißzusatzwerkstoff nahezu gleichmäßig am gesamten Umfang beschichtet werden kann. Mit jedem Beschichtungsdurchgang konnte ausreichend Schweißzusatzwerkstoff für die durchzuführenden Testschweißungen erzeugt werden.



Abbildung 84: PVD-Anlage zur Beschichtung der Drahtelektroden, [104]

Auf eine Darstellung des Beschichtungsprozesses und der genutzten Rahmenbedingungen wird an dieser Stelle verzichtet, da keine inhaltliche Relevanz zur Aufgabenstellung besteht.

10.2 Charakterisierung der Schweißzusatzwerkstoffbeschichtungen

Aus einer Analyse der unterschiedlichen möglichen Beschichtungselemente und der möglichen Änderungen der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes, durch das Hinzufügen von verschiedenen Legierungselementen, ergaben sich die in Tabelle 17 dargestellten Beschichtungen. Als Basisdraht wurde ausschließlich der Schweißzusatz gemäß DIN EN ISO 14341-A G 50 7 M21 4Mo verwendet. Die angegebene Elementgehalte des Schweißgutes an Beschichtungselement wurden durch 3-lagige Auftragschweißungen mit den in Tabelle 18 dargestellten Schweißparametern auf einem 15mm dicken Substrat durchgeführt. Der Schweißzusatz entspricht dem für die Vergleichsanwendung und die weiteren durchgeführten Untersuchungen ausgewähltem Schweißzusatz.



Abbildung 85: Mehrlagige Auftragsschweißung aus A31 zur Probenentnahme

Die Abkühlgeschwindigkeiten entsprechen somit ungefähr denen aus den Verbindungsschweißungen aus den vorangegangenen Kapiteln. Die Bestimmung der Elementgehalte erfolgte über eine optische Emissionsspektroskopie, ungefähr 2mm unterhalb der ursprünglichen Probenoberfläche. Das Abtragen der Oberfläche erfolgte durch Schleifen. Die Zwischenlagentemperatur betrug hierbei unter 100°C.

Tabelle 17: Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes aus beschichteten Zusatzwerkstoffen (Auswahl an Elementen)

Beschichtungs- zusammensetzung	Massengehalte in %						Dicke der Schicht in µm
	Al	C	Cr	Ni	Si	Ti	
4Mo (Reference)	< 0,01	0,07	0,10	0,07	0,59	0,01	-
Al	0,358	0,09	0,1	0,06	0,741	0,02	4
Al + Cr	0,37	0,09	2,39	0,07	0,65	0,02	16
Al + TiN	0,29	0,08	0,1	0,07	0,66	0,25	4,5
Cr	< 0,01	0,07	3,33	0,07	0,44	0,02	15
Cr + C	0,01	0,12	0,56	0,08	0,46	0,03	2
SiCr + NiCr	< 0,01	0,07	0,77	1,79	0,76	0,01	6
Ti	< 0,01	0,07	0,11	0,07	0,58	1,11	8
TiN	< 0,01	0,07	0,21	0,07	0,63	0,54	4,5

Auch für die Herstellung der nachfolgend dargestellten Blindraupen wurden die in Tabelle 18 dargestellten Parameter verwendet.

Tabelle 18: Schweißparameter zur Herstellung der Blindraupen

	Schweißgeschwindigkeit in cm/min	Drahtvorschub in m/min	Strom in A	Spannung in V	Schutzgasstrom (M21) in l/min	Streckenenergie in kW/mm
Obere Prozessgrenze	30	9	300	32,4	12	1,94

10.3 Qualifikation der modifizierten Zusätze

Um die modifizierten Schweißzusätze nutzen zu können, müssen die modifizierten Schweißzusätze nicht nur hinsichtlich der durch diese ausgelösten Schweißprozessänderungen charakterisiert werden, sondern auch der Einfluss auf die mechanischen und mikrostrukturellen Eigenschaften untersucht werden. Nachfolgend sind die Prozessänderungen und die Änderungen der mechanisch-technologischen Eigenschaften aufgeführt.

10.3.1 Beeinflussung des Schweißprozesses

Die Beeinflussung des Schweißprozesses lässt sich am anschaulichsten am Lichtbogen beschreiben. Abbildung 86 zeigt Aufnahmen des Lichtbogens, die mit Hilfe einer Hochgeschwindigkeitskamera unter Nutzung des Gegenlichtverfahrens aufgenommen wurden. Die Schweißparameter sind in allen Aufnahmen vergleichbar und in Tabelle 18 dargestellt.

Es zeigt sich, dass durch eine Beschichtung der Drahtelektrode mit Chrom sowohl unter Nutzung von Argon als auch unter der Nutzung von einem Mischgas aus Argon und Kohlenstoffdioxid (M21) der Lichtbogen im Vergleich zum Lichtbogen des unbeschichteten Schweißzusatzwerkstoffes verkürzten Lichtbogen aufweist, Abbildung 86. Weiterhin wird der Lichtbogen

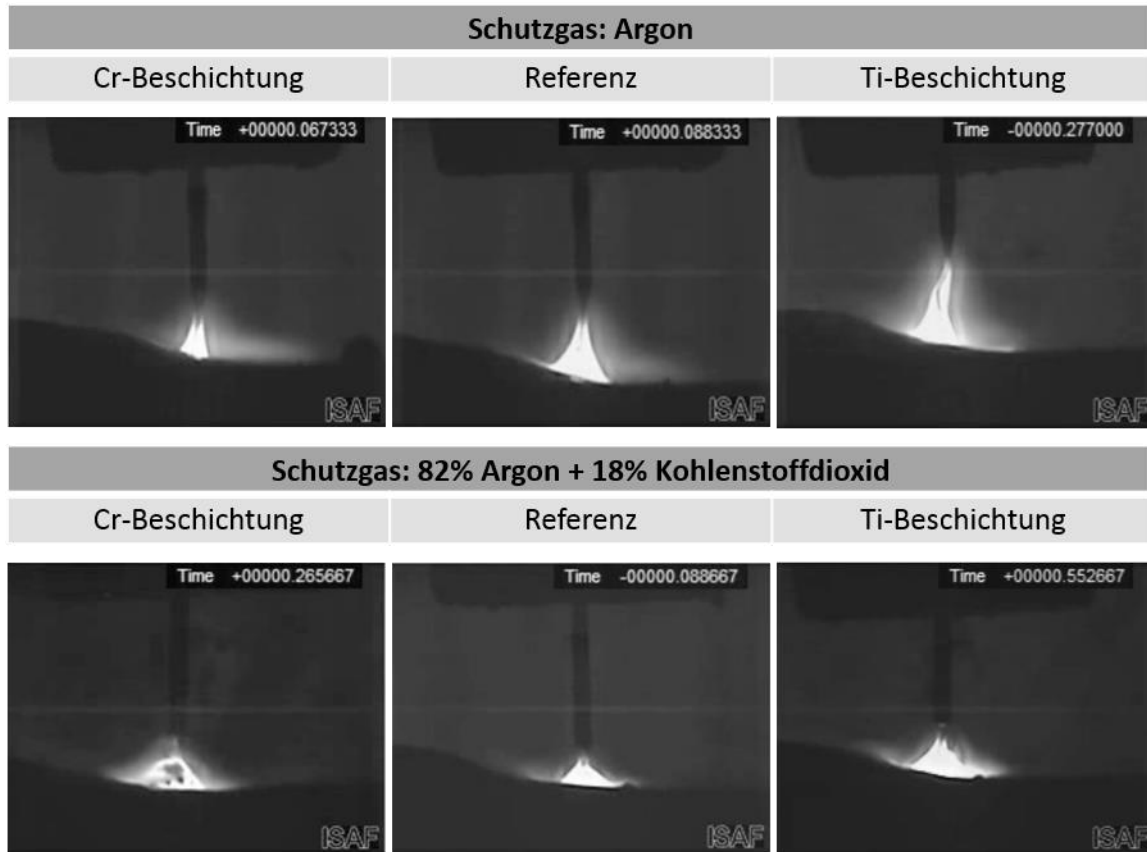


Abbildung 86: Beeinflussung des Schweißprozesses durch die ausgewählten Zusatzwerkstoffbeschichtungen

Durch den verlängerten Lichtbogen des titanbeschichteten Schweißzusatzes lässt sich ein größeres Schmelzbad erwarten. Dies sollte in Bezug auf den Übergang von Schweißgut zu Grundwerkstoff von Vorteil sein, da sich eine geringere Nahtüberhöhung bei gleicher Menge zugeführten Schweißzusatzwerkstoffs erwarten lässt.

10.3.2 Tatsächliche Beeinflussung der Nahtausprägung

Die tatsächliche Beeinflussung der Nahtausprägung durch die Beschichtung hinsichtlich einer einlagigen Kehlnaht wird zunächst an einer Blindraupe beurteilt, da sich hier das Anbindungsverhalten relativ einfach und ohne weitere Einflussfaktoren aus der Nahtvorbereitung beurteilen lässt.

Abbildung 87 zeigt Querschliffe aus der Nahtmitte einer Schweißraupe. Die metallorafischen Proben wurden dabei nach dem Einlaufbereich des Schweißprozesses entnommen.

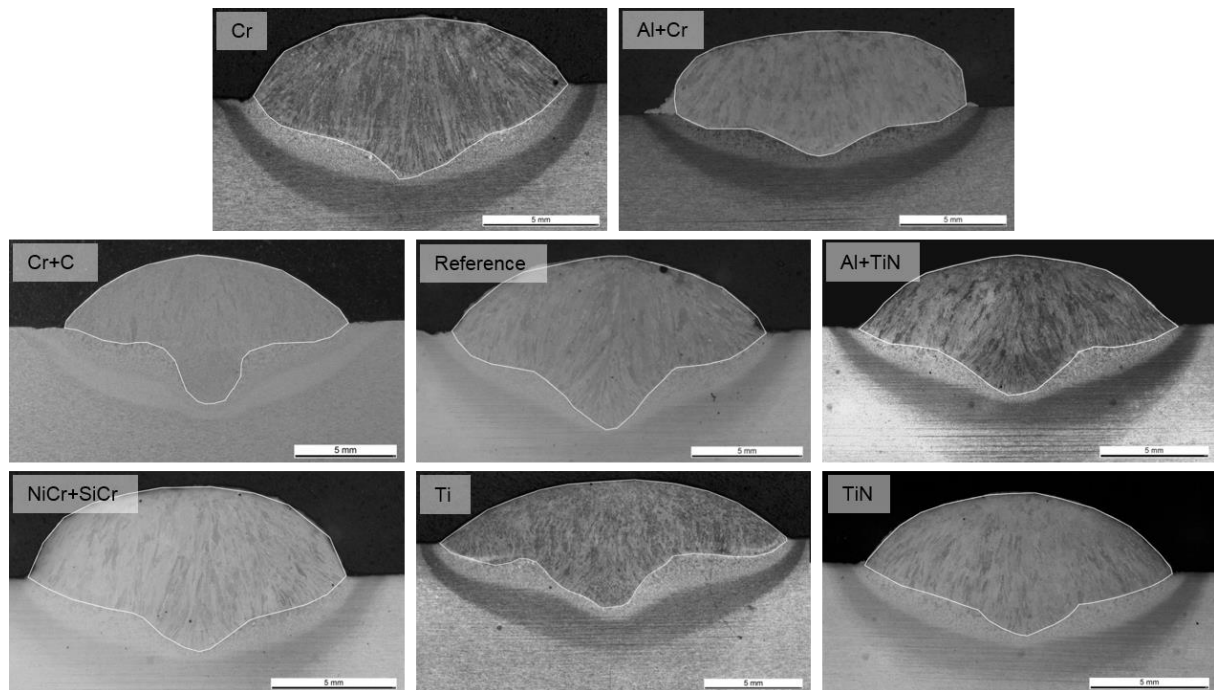


Abbildung 87: Vergleich des Einbrandverhaltens zwischen verschiedenen beschichteten Schweißdrahtelektroden, [105]

Deutlich ist die Veränderung des Einbrandverhaltens der unterschiedlichen beschichteten Schweißdrahtelektroden im Vergleich zur Referenz zu erkennen. Eine detailliertere Betrachtung der verschiedenen Zusammenhänge kann unter anderem in [104] und [105] nachgelesen werden. Zusammenfassend kann gesagt werden, dass nur die Titanbeschichtung eine flachere und breitere Naht aufweist, sodass nachfolgend der Fokus auf diese Beschichtung gelegt wird. Um einen Vergleich der Eigenschaftsmodifikationen durch solche Beschichtungen durchführen zu können, wird darüber hinaus auch eine chrombeschichtete Massivdrahtelektrode mit in die Betrachtungen aufgenommen. Diese Beschichtung weist im Querschliff keine signifikante Änderung der Nahtausprägung aus. Jedoch lässt die große Änderung in der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes durch die Beschichtung eine deutliche Veränderung der mechanischen Eigenschaften erwarten. Auf Basis der Erkenntnisse aus der Analyse der Nahtausprägung wird sich in der nachfolgenden Darstellung der Ergebnisse auf die Titanbeschichtung und die Chrombeschichtung beschränkt.

10.3.3 Mechanische Eigenschaften des modifizierten Schweißgutes

Durch die Modifikation des Schweißzusatzwerkstoffes wurde auch dessen chemische Zusammensetzung modifiziert. Diese Modifikation der chemischen Zusammensetzung ist auch mit einer Änderung der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes verknüpft. Tabelle 19 zeigt die Zusammenfassung der charakteristischen Größen im Zugversuch. Die Proben wurden ebenfalls aus dreilagigen Auftragschweißungen entnommen, so dass Aufmischungseffekte vernachlässigt werden können.

Tabelle 19: mechanische Eigenschaften der modifizierten Schweißgüter

	Dehngrenze in MPa	Zugfestigkeit in MPa	Bruchdehnung in %
4Mo (Reference)	629,91	762,4	20,17
Al	638,82	811,52	17,25
Al + Cr	670,65	957,01	9,71
Al + TiN	536,72	815,42	23,15
Cr	855,13	1098,72	10,64
Cr + C	691,94	979,66	1,54
SiCr + NiCr	654,21	975,86	16,71
Ti	690,35	805,96	10,8
TiN	541,64	800,09	18,39

Deutlich ist der Einfluss der unterschiedlichen Beschichtungen auf die charakteristischen Größen erkennbar. Dies zeigt, dass, neben dem Einfluss der Beschichtung auf den Lichtbogen, ein signifikanter Einfluss auf das Schweißgut und dessen mechanischen Eigenschaften ausgeübt werden kann. Jedoch wird deutlich, dass nicht jede Modifikation einen positiven Einfluss ausübt. Somit ist für die Wahl der möglichen Beschichtungen auch eine Auswahl hinsichtlich der erreichbaren Schweißguteigenschaften zu berücksichtigen. Somit fällt eine Modifikation mit Chrom zusammen mit Kohlenstoff aus, da kein ausreichendes Verformungsvermögen vorhanden ist.

10.3.4 Verhalten des Schweißgutes der modifizierten Zusatzwerkstoffe unter zyklischer Last

Um die Eigenschaften des Schweißgutes unter zyklischer Last genauer zu betrachten wurden für die beiden vielversprechendsten Modifikationen mit Chrom und Titan Wöhlerkurven für ein Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ aufgenommen. Auch hier wurde das Perlenschnurverfahren genutzt. Abbildung 88 zeigt deren Verlauf. Es zeigt sich, dass durch beide Modifikationen die technische Dauerfestigkeit im Vergleich zum Referenzwerkstoff ohne Modifikation deutlich angehoben werden kann. Darüber hinaus zeigt sich, dass auch im Bereich der Kurzzeitfestigkeit eine deutliche Steigerung der ertragbaren Lasten bei vergleichbaren Schwingungszahlen zu verzeichnen ist.

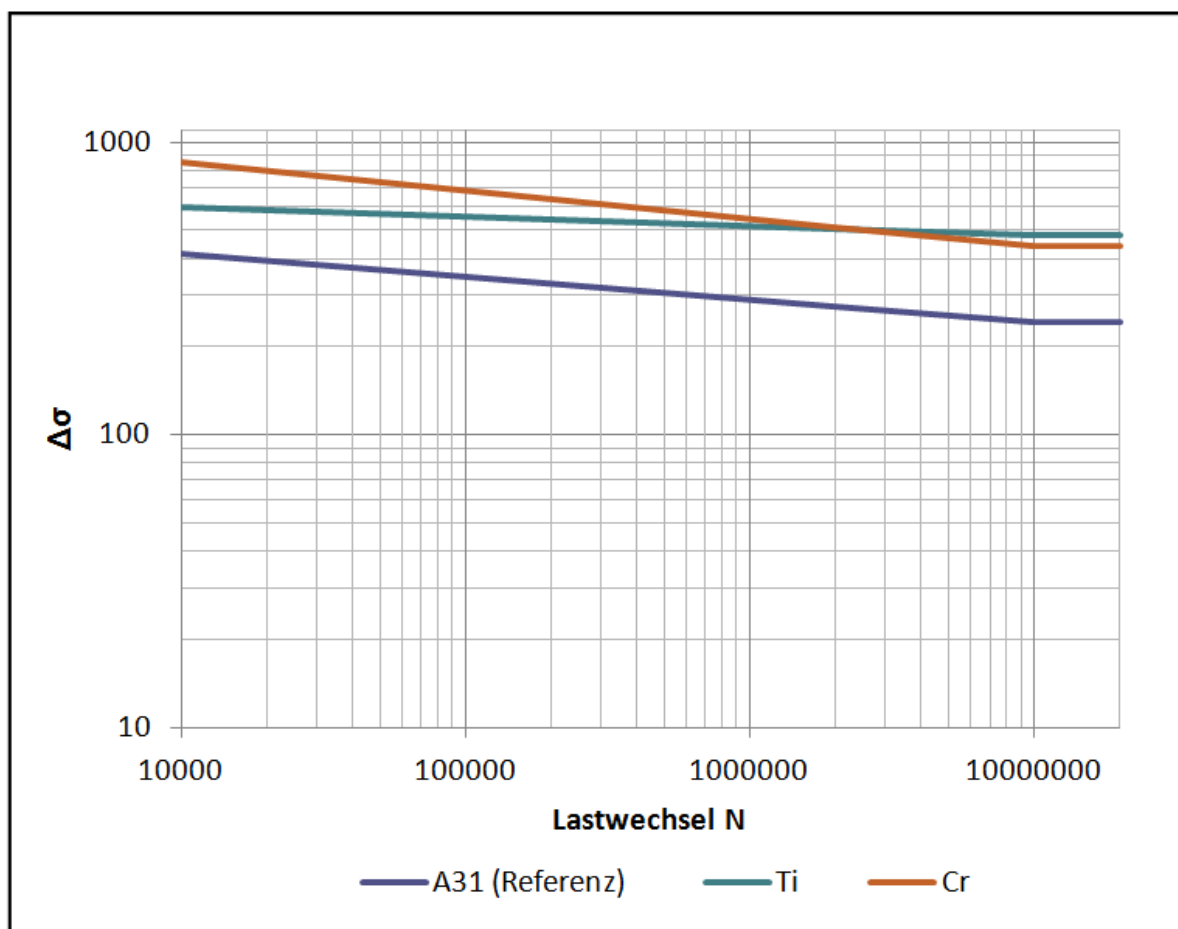


Abbildung 88: Verhalten des Schweißgutes ausgewählter modifizierter Schweißzusätze unter zyklischer Last

Somit kann davon ausgegangen werden, dass zumindest die untersuchten Schweißzusatzwerkstoffe mit den modifizierten Schweißgütern hinsichtlich zyklischer Belastung deutliche Vorteile gegenüber den konventionellen, käuflich zu erwerbenden, Schweißzusätzen und deren Schweißgütern bieten. Durch die dargestellte verbesserte Fließfähigkeit des Titanschweißzusatzes aus 10.3.2 wird für die Herstellung der Kleinstproben wird dieser zur Herstellung der Kleinstproben zur Thesenvalidierung genutzt.

11 Qualifikation der Modellschweißungen

Zur Qualifikation der bis dato dargestellten Schlussfolgerungen müssen die Ergebnisse durch Modellschweißungen unter Kombination der Ansätze – die Nutzung eines kohlenstoffarmen TM-Stahl und des modifizierten Schweißzusatzwerkstoffes – umgesetzt und mit den bisherigen Ergebnissen verglichen werden. Hierzu wurden Modellschweißungen unter Nutzung der dargestellten Möglichkeiten zur Erhöhung der Verbindungsfestigkeit durchgeführt. Die Schweißversuche wurden unter Nutzung eines mit einer Titanbeschichtung modifizierten Schweißzusatzes ausgeführt, da dieser die vielversprechendsten Fließ und Anbindungseigenschaften gezeigt hat. Die entsprechenden Schweißprozessbedingungen sind in Tabelle 20 aufgeführt. Auch hier wurden wie schon dargestellt Kleinstproben für die Bestimmung der quasistatischen und zyklischen mechanischen Eigenschaften entnommen.

Tabelle 20: Schweißparameter zur Herstellung der Kleinstproben unter Nutzung modifizierter Schweißdrahtelektroden

	Schweißgeschwindigkeit in cm/min	Drahtvorschub in m/min	Strom in A	Spannung in V	Schutzgasstrom (M21) in l/min	Streckenenergie in kW/mm	Errechneter Energieeintrag
Prozessparameterbedingungen	30	6,5	253	18,3	12	0,96	1,0

Durch die Modifikation des Schweißzusatzwerkstoffes zeigen sich, wie im vorherigen Kapitel dargestellt, Änderungen der mechanisch-technologischen Eigenschaften. Diese werden in den nachfolgenden Abschnitten näher erläutert.

11.1 Beschichtungseigenschaften

Für die Herstellung der Kleinstproben zur Bestimmung der Verbindungseigenschaften unter Nutzung der oberflächenbeschichteten Drahtelektroden zur Minderung der Oberflächenspannung wurde der Basisdrahtes des Typs 4Mo mit Titan beschichtet. Im Querschliff des Drahtes, Abbildung 89 ist die Beschichtung auf der Drahtelektrode ist deutlich zu erkennen.

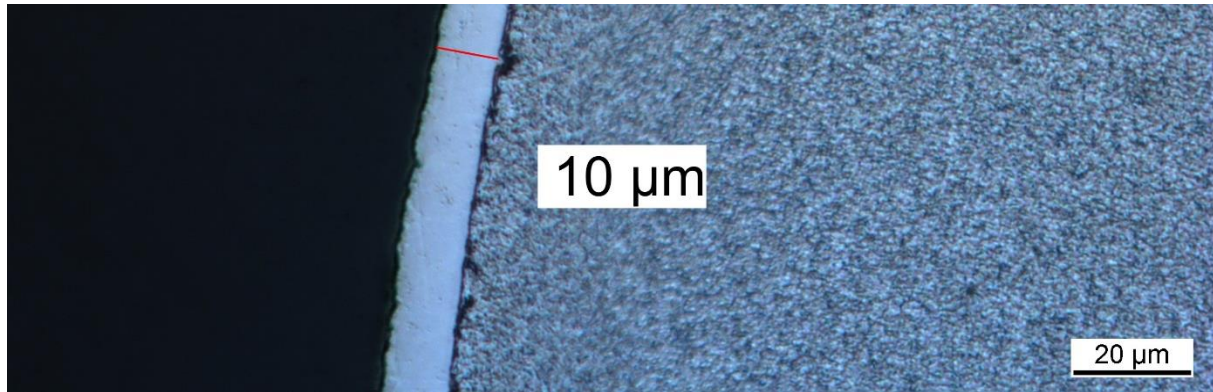


Abbildung 89: Schichtdickenbestimmung auf der titanmodifizierten Schweißdrahtelektrode

11.1.1 Chemische Zusammensetzung des modifizierten Schweißzusatzes

Die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes, welches unter Nutzung der mit Titan modifizierten Drahtelektrode hergestellt wurde, ist in Tabelle 21 dargestellt. Um die Einflüsse der Aufmischung mit dem Grundwerkstoff zu erhalten, sind die EDX-Analysen des Schweißgutes einer Kehlnaht als Flächenanalyse durchgeführt worden.

Tabelle 21: Chemische Zusammensetzung des Schweißgute der modifizierten Drahtelektrode zur Minderung der Oberflächenspannung

Massengehalte in %				
Fe	Si	Mn	Mo	Ti
96,09	0,43	1,77	0,57	1,14

Es zeigt sich, dass durch die Modifikation der Titangehalt im Schweißgut auf 1,14 gew.-% angehoben werden konnte. Die Berechnung des angestrebten Elementgehaltes im reinen Schweißgut, ohne Berücksichtigung von Aufmischung und Verlusten durch Abbrand, ergab einen Gehalt von 1,92%. Das bedeutet, dass durch die Aufmischung und das Abbrennen des Titans 0,78 Gew.-% „verloren“ gehen.

Weiterhin zeigt der enthaltene hohe Titangehalt, dass ein deutlicher Effekt in der Oberflächenspannung auftreten sollte. Dies bestätigen auch die schon dargestellten Schliffe der Einzelraupen.

11.2 Klassifizierung der Gefügeänderung durch die Schweißzusatzmodifikation

Durch die Modifizierung des Schweißzusatzes - und der damit einhergehenden Änderung der chemischen Zusammensetzung des Schweißgutes sind deutliche Unterschiede in der Gefügemorphologie zu erwarten. Die Abbildung 90 bis Abbildung 93 zeigen das Gefüge des Schweißgutes des modifizierten Schweißzusatzes unter Nutzung unterschiedlicher Ätzverfahren. Die Abbildung 94 bis Abbildung 95 zeigen das Gefüge des Schweißgutes aus dem unmodifizierten Schweißzusatzes. Da der Energieeintrag bei den Versuchsschweißungen vergleichbar war, ist auch die Aufmischung zwischen Grundwerkstoff und Schweißzusatz vergleichbar, so dass ein Vergleich der Gefügeausprägung zwischen den beiden Schweißnähten möglich ist.

Abbildung 90 zeigt das Gefüge des Schweißgutes aus Ti-modifiziertem Zusatzwerkstoff unter Nutzung von Nital als Ätzmittel. Deutlich sind feinste Ausscheidungen über die gesamte Schweißnaht zu erkennen. Korngrenzen sind nicht ausgeprägt und auch nicht erkennbar, Beispielhaft ist die Korngröße als sehr groß einzustufen.

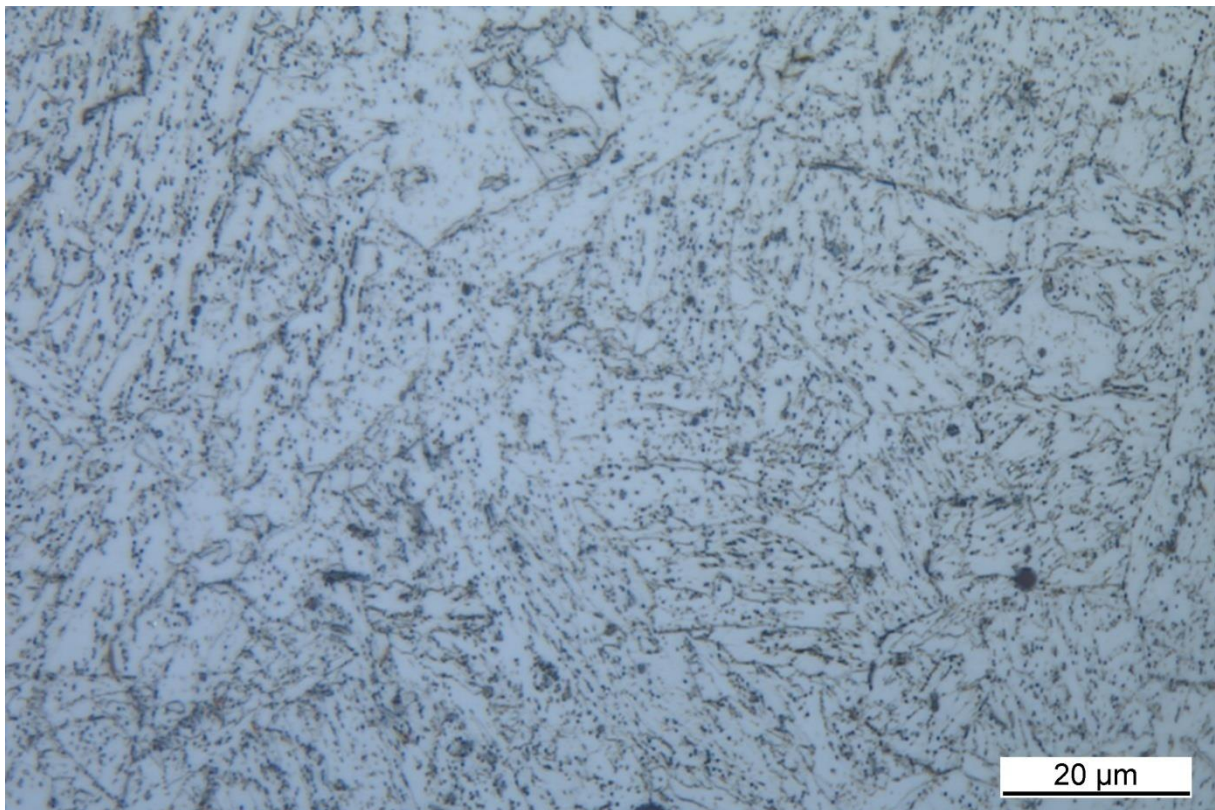


Abbildung 90: Gefüge des Schweißgutes des Ti-modifizierten Zusatzes (Ätzung mit Nital)

Bei kleineren Vergrößerungen und unter Nutzung von LePera als Ätzmittel zeigen sich Korngrenzen, Abbildung 91. In der Vergrößerung Abbildung 92 zeigen sich die Korngrenze deutlich. Des Weiteren fallen unterschiedlich gefärbte Kornbereiche auf.

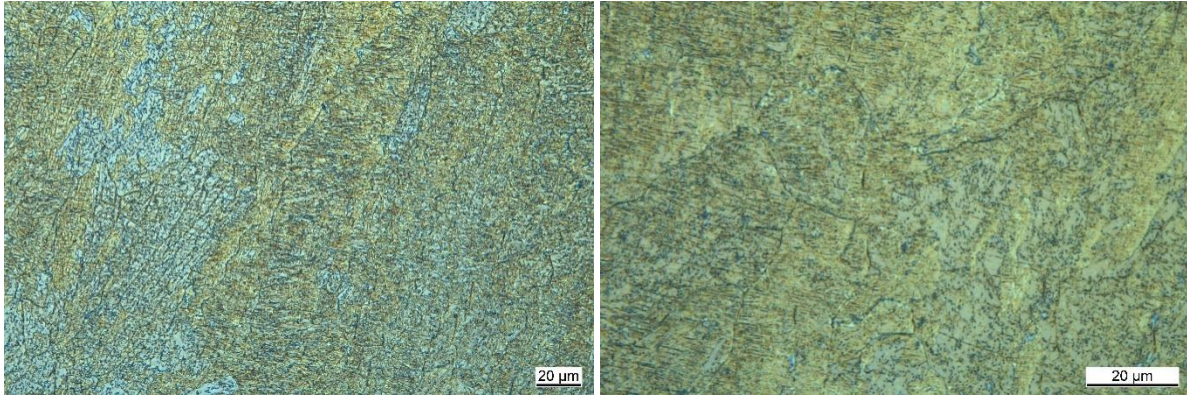


Abbildung 91: Gefüge des Schweißgut des Ti-modifizierten Zusatzes (Ätzung nach Le Pera)

Diese unterschiedliche Färbung lässt auf unterschiedliche chemische Zusammensetzungen in diesen Bereichen schließen. Eine definitive Aussage über die Phasenausprägung in den beiden Bereichen ist auf Basis dieser Ätzung nicht zu treffen.

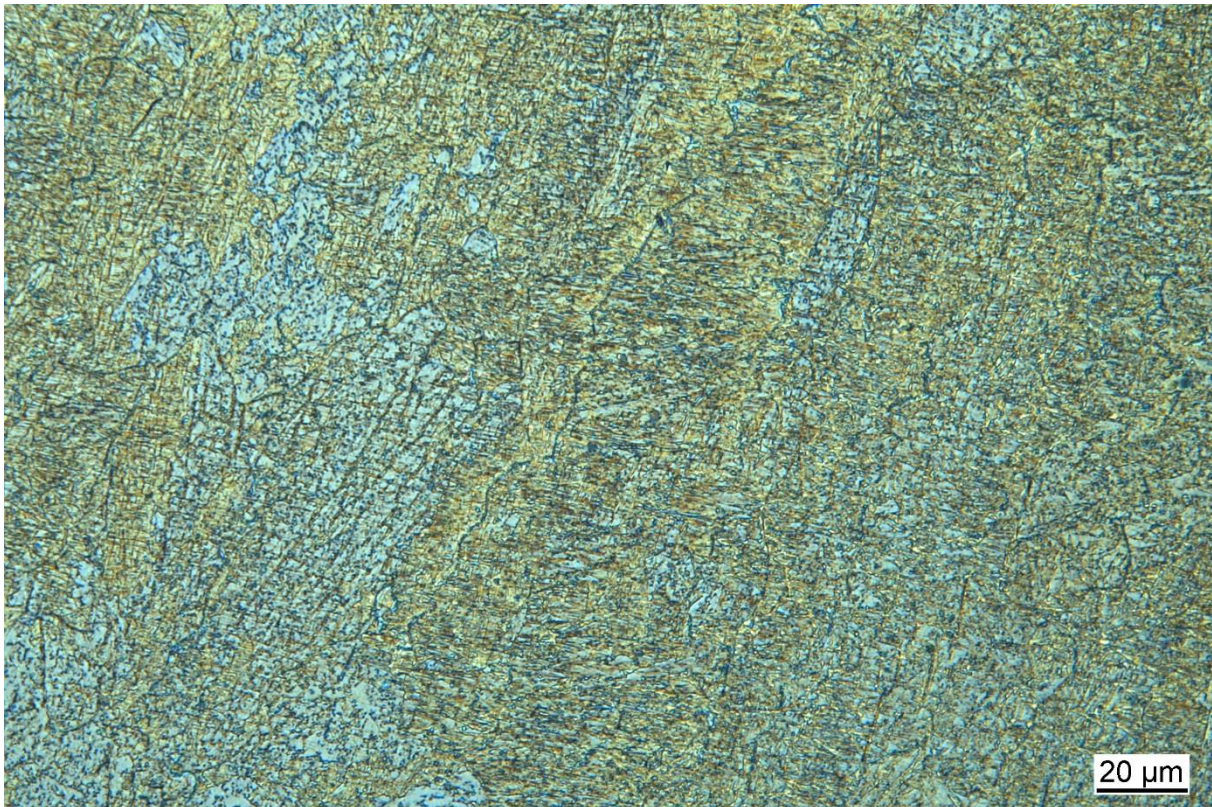


Abbildung 92: Gefüge des Schweißgut des Ti-modifizierten Zusatzes vergrößerte Darstellung 1 (Ätzung nach Le Pera)

In der Ätzung nach Klemm, Abbildung 93 zeigt sich, dass die helleren Bereiche des Gefüges als Ferrit einzustufen sind. Die dunkleren Bereiche eher als Bainit. Des Weiteren können die auffallenden Körner als Primäraustenitkörner eingestuft werden, da sie in der Ätzung nach Klemm nicht voneinander zu unterscheiden sind und sich MA-Phasen auf den ehemaligen Austenitkorgrenzen ausbilden.

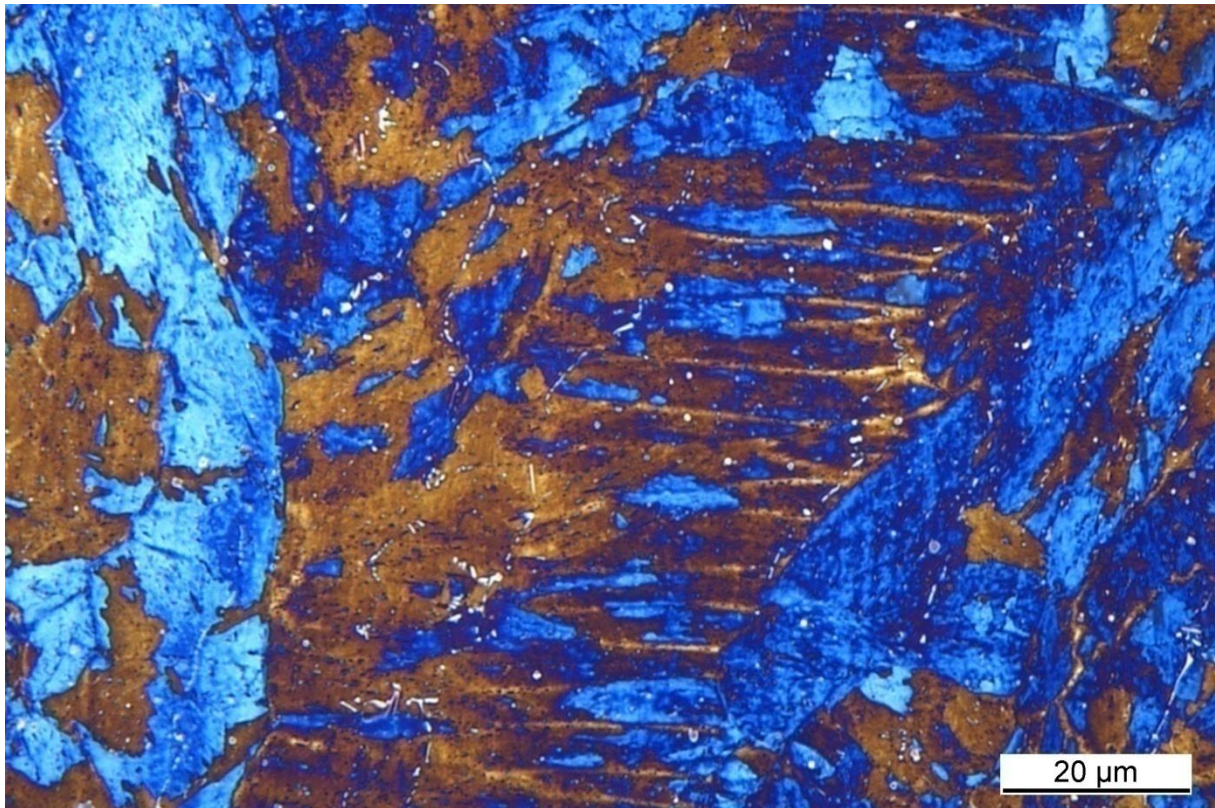


Abbildung 93: Gefüge des Schweißgutes des Ti-modifizierten Zusatzes (Ätzung nach Klemm)

Darüber hinaus sind deutlich große Bereiche gleicher Phasenausprägung zu erkennen, die auch über die Primäraustenitkorngrenzen hinaus ausgeprägt sind. Im direkten Vergleich mit dem Schweißgut des unmodifizierten Schweißzusatzwerkstoffes zeigen sich deutliche Unterschiede.

Das unmodifizierte Schweißgut weist große Bereiche von nadelförmigen Ferrit (engl.: Acicular ferrite) auf. Dieser weist gegenüber anderen Gefügemorphologien aufgrund der chaotischen Struktur eine erhöhte Zähigkeit auf, [106], Abbildung 94. Zwischen den Inseln aus Ferrit sind, wie in Abbildung 94 und Abbildung 95, bainitische Bereiche erkennbar.

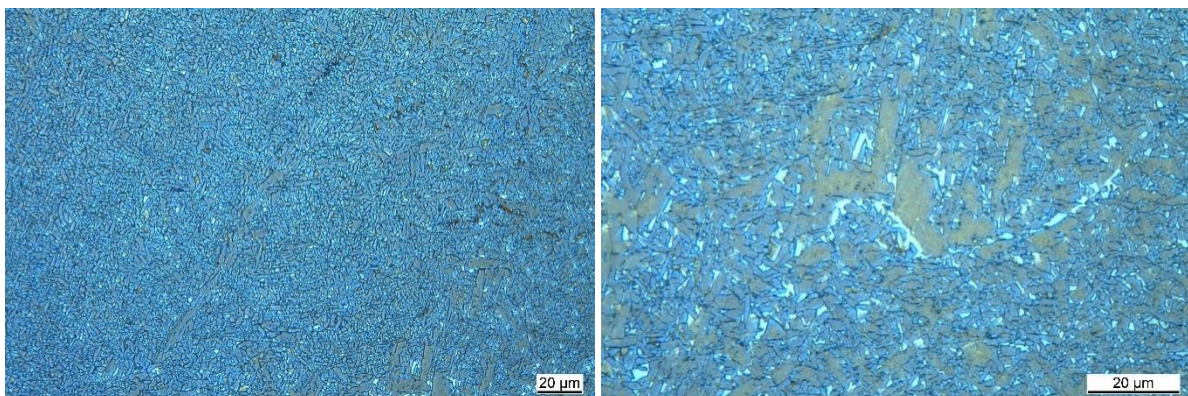


Abbildung 94: Gefüge des Schweißgutes des unmodifiziertem Schweißzusatzes auf S700M untere Prozessgrenze (Ätzung nach Le Pera)

In der Ätzung nach Le Pera, Abbildung 95, zeigen sich darüber hinaus deutliche MA-Phasen im Schweißgut.

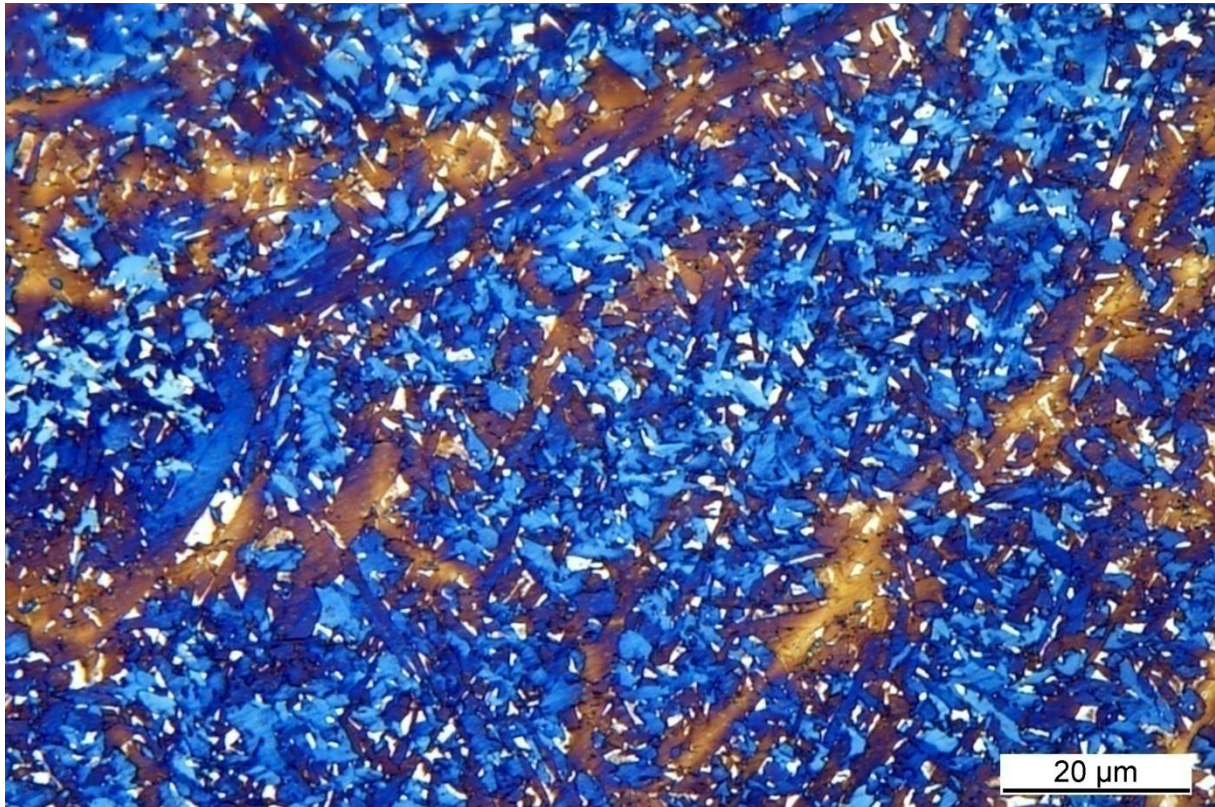


Abbildung 95: Gefüge des Schweißgute des unmodifiziertem Schweißzusatzes auf S700M untere Prozessgrenze größere Darstellung (Ätzung nach Klemm)

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass durch die Modifikation des Schweißzusatzes deutliche Unterschiede im Gefüge des Schweißgutes ausgelöst werden. Durch die gewählte Probengröße und der einlagigen Schweißung ist eine adäquate Bestimmung der Eigenschaftsänderung durch die Beschichtung im Schweißgut nicht ohne weiteres möglich. Sie ist aber derzeit Gegenstand der Forschung, [107].

11.2.1 Verteilung der Titanbeschichtung im Schweißgut

Neben den Auswirkungen der Titanbeschichtung auf die Gefügemorphologie ist der Verbleib des Titans im Gefüge von großem Interesse, da hieraus auf die gefügebeeinflussenden Mechanismen geschlossen werden kann. Abbildung 96 zeigt das Gefüge des Schweißgutes unter Nutzung des modifiziertem Schweißzusätzen mit Nital geätzt. Auf den, wie schon beschrieben, Primäraustenitkorngrenzen sind diverse Ausscheidungen deutlich erkennbar. Im Allgemeinen kann die Bildung von Titankarbid oder Titancarbonitriden durch die hohe Affinität von Kohlenstoff zu Titan antizipiert werden.

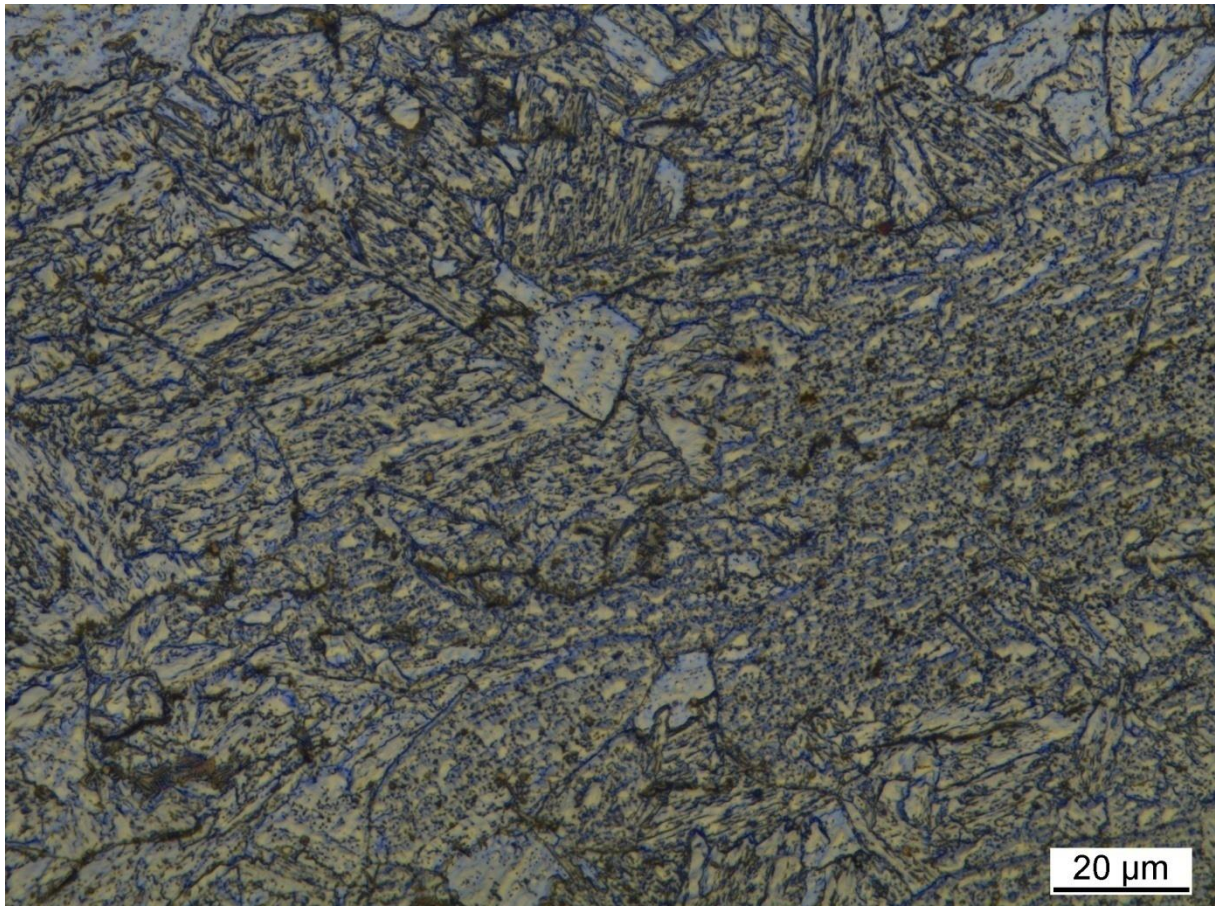


Abbildung 96: Gefüge des Schweißgutes des Ti-modifizierten Zusatzes (Ätzung mit Nital)

Durch die große Zahl an Titankarbiden nimmt der Anteil des im Stahl gelöstem Kohlenstoffs vermutlich signifikant ab. Um den Nachweis zu erbringen, dass es sich bei den Ausscheidungen um Titanreiche Partikel handelt, wurden Elementverteilungsbilder mit Hilfe einer EDX-Analyse im REM erstellt. Es zeigt sich bei Betrachtung desselben Gefügebereichs unter dem Licht- wie auch dem Rasterelektronenmikroskop, Abbildung 97, dass die Ausscheidungen deutlich erhöhte Gehalte an Titan aufweisen.

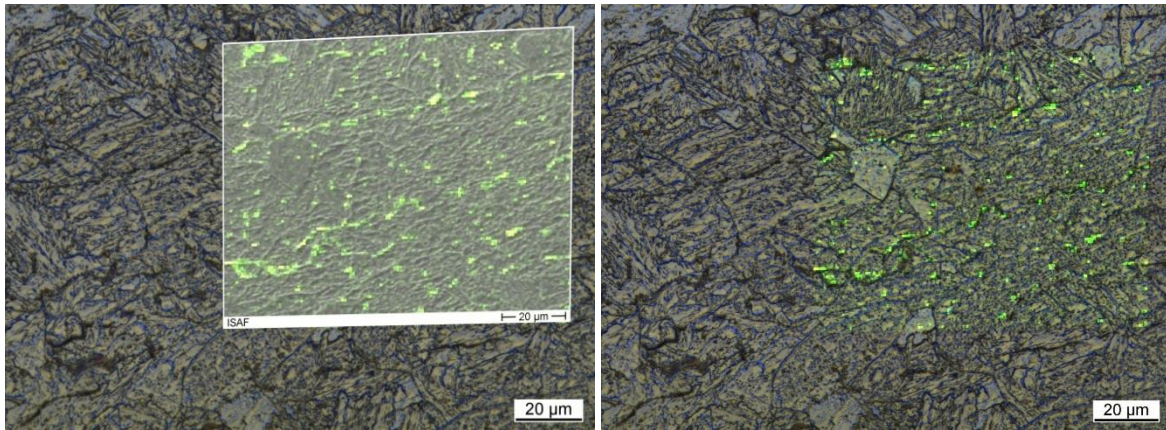


Abbildung 97: Gefüge des Schweißgutes des Ti-modifizierten Zusatzes (Ätzung mit Nital) sowie EDX-Elementverteilung für Titan

Durch die Bindung des Kohlenstoffes in den Titankarbiden, ändert sich das Umwandlungsverhalten des Schweißgutes deutlich. Zudem würde bei einer martensitischen Umwandlung die Gitterverspannung aufgrund der geringeren Anzahl an zwangsgelösten Kohlenstoffatomen deutlich geringer ausfallen. Zusammenfassend kann gesagt werden, dass durch die Modifikation mit Titan ein deutlicher Einfluss auf das Gefüge des Schweißgutes ausgeübt wurde. Nachfolgend werden die mechanischen Eigenschaften der Verbindung und des Schweißgutes weiter dargestellt. Dafür wird davon ausgegangen, dass der modifizierte Schweißzusatz trotz seines anderen Schweißgutgefüges eingesetzt werden kann.

11.2.2 Härte im modifizierten Schweißgut

Die Härte im Schweißgut des modifizierten Schweißzusatzwerkstoffes belief sich auf 275HV_{0,2}. Damit zeigt sich, dass die Modifikation, wie schon dargestellt, die mechanischen Eigenschaften nicht signifikant verändert. Wie schon vorgesellt, haben die mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes keinen eindeutigen Einfluss auf die Festigkeit der Verbindung unter zyklischer Last, somit kann davon ausgegangen werden, dass die Nutzung des modifizierten Schweißzusatzes unter den gegebenen Randbedingungen mit Bezug auf eine einzuhalten Höchststärke möglich sein sollte.

11.3 Eigenschaften der Verbindung

Um ein Leichtbaupotential identifizieren zu können, ist der Vergleich zu den derzeit eingesetzten Stählen von entscheidender Bedeutung. Als Auslegungsgröße für quasistatische und schlagartig-dynamische Lasten - sofern sie überhaupt berücksichtigt werden - wird derzeit die Dehngrenze der eingesetzten Versuchswerkstoffe herangezogen. Diese beläuft sich bei dem am häufigsten eingesetzten Werkstoff S355 auf 355MPa. Unter zyklischer Last werden zumeist die im Eurocode 3 - 9 aufgeführten Grenzen für die technische Dauerfestigkeit genutzt. Somit sollte die Schweißverbindung unter Nutzung des ausgewählten Werkstoffs und der Schweißzusatzwerkstoffmodifikation in allen drei Fällen deutlich erhöhte Kennwerte aufweisen. Nachfolgend werden die in den Vergleichsversuchen gewonnenen Kennwerte für die verschiedenen Lastarten aufgeführt.

11.3.1 Eigenschaften unter quasistatischer Last

Die Eigenschaften der Verbindungen unter quasistatischer Last sollte zur Identifikation des Leichtbaupotentials möglichst die Grundwerkstofffestigkeit erreichen. Wie in Tabelle 22 gezeigt, erfüllt die Verbindung unter Nutzung des modifizierten Schweißzusatzes diese Bedingung und erreicht einer Dehngrenze von mindestens 725 MPa. Auch das Dehnungsverhalten mit einer Bruchdehnung von ca. 10% lässt auf ein zähes Werkstoffversagen schließen.

Tabelle 22: Zusammenfassung der Festigkeiten unter quasistatischer Last der vorgestellten Modellverbindungen

Werkstoff	Dehngrenze in MPa	Zugfestigkeit in MPa	Bruchdehnung in %
S700M geschw.	707	817	8,9
S690Q geschw.	743	830	7,7
S700M + Mod + geschweißt	725	825	9,7

Im quasistatischen Lastfall ergibt sich somit das gleiche Leichtbaupotential wie für den Grundwerkstoff.

11.3.2 Eigenschaften unter zyklischer Last

Zur Validierung der Eigenschaften der Verbindung unter zyklischer Last wurden, wie schon beschrieben, Proben aus den unter Nutzung des modifizierten Zusatzwerkstoffes geschweißten Probekörper entnommen. Diese wurden entsprechend des Nennspannungskonzeptes und des Kerbspannungskonzeptes, wie es in dieser Arbeit genutzt wurde, auf die technische Dauerfestigkeit hin untersucht.

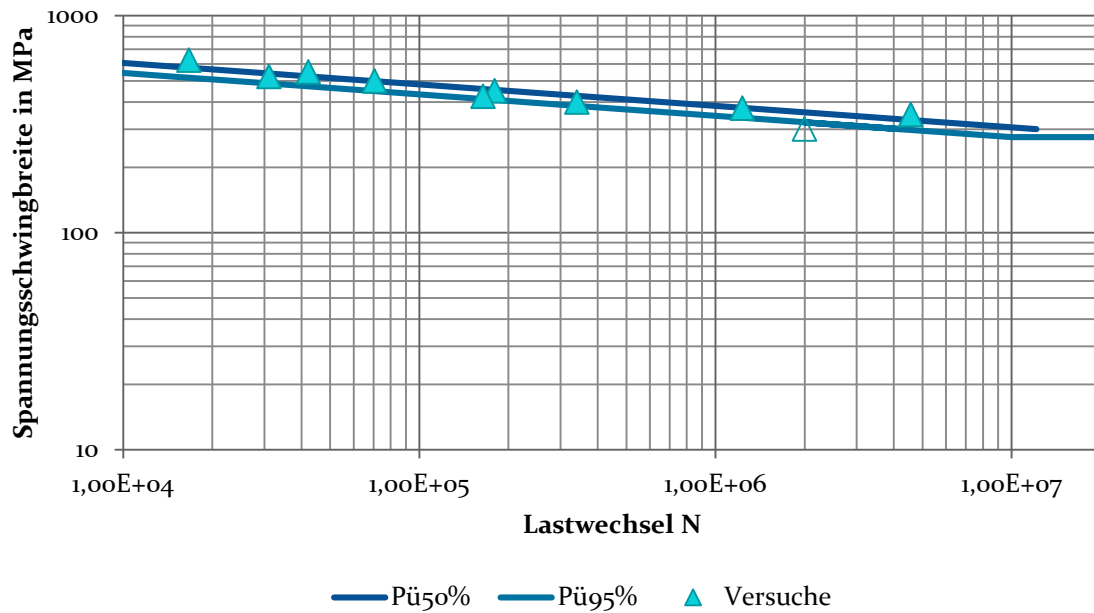


Abbildung 98: Vergleich der Eigenschaften unter zyklischer Last

Das Nennspannungskonzept ergab die in Abbildung 98 dargestellte Wöhlerkurve. Die technische Dauerfestigkeit liegt bei 333MPa unter Normalspannungskonzept.

Für das Kerbspannungskonzept ergab sich die in Abbildung 99 dargestellte Wöhlerkurve. Diese weist eine technische Dauerfestigkeit bei zwei Millionen Lastwechseln von ca. 250MPa Spannungsschwingbreite bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ auf.

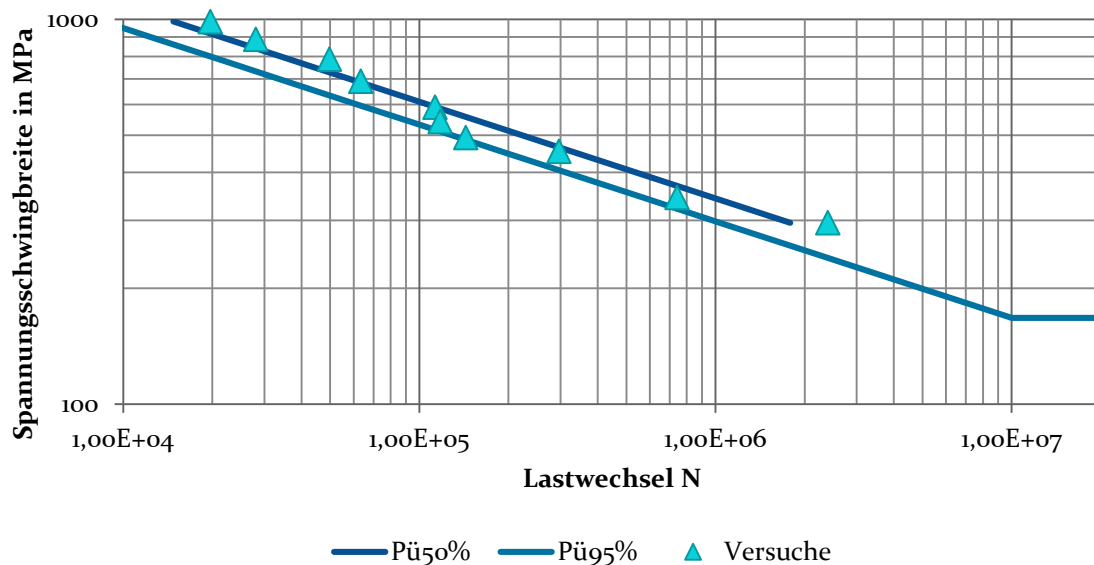


Abbildung 99: Wöhlerkurve nach dem Kerbspannungskonzept für T-Proben mit modifiziertem Zusatzwerkstoff

Im Vergleich zu der in der Normung angegebenen und zu der in den schon dargestellten Versuchen ermittelten technischen Dauerfestigkeiten weist die erzeugte Schweißverbindung ein deutlich verbessertes Verhalten unter zyklischer Last auf. Im Vergleich zu den dargestellten Eigenschaften der

Verbindung aus der Normung und aus den durchgeführten Versuchen kann eine Steigerung der technischen Dauerfestigkeit um das mindestens 3-fache im Vergleich zur Norm und um 50% im Vergleich zur funktionalen Werkstoffauswahl mit der Stahlgüte S700M in der vorliegenden Qualität, durch die Nutzung eines speziell auf eine geringere Oberflächenspannung angepassten Schweißzusatzwerkstoffes, erreicht werden.

Dieser Sachverhalt lässt nun in der Anwendung eine Reduktion des Rahmengewichtes in der Agrartechnik zu, sofern nur zyklische Lasten auftreten sollten. Um die Ergebnisse einzuordnen, wird nachfolgend ein Vergleich mit bekannten Methoden zur Steigerung der Festigkeit unter zyklischer Last durchgeführt.

11.3.3 Eigenschaften unter dynamisch schlagartiger Last

Die Eigenschaften der hergestellten Verbindungen unter dynamisch-schlagartiger Last lassen sich anhand der Dehngrenze mit Bezug auf das Leichtbaupotential abschätzen. Auch hier zeigt sich, dass die Dehngrenze der Verbindung unter Nutzung des modifizierten Zusatzwerkstoffes die Forderung nach Erreichen der Grundwerkstoffstreckgrenze erfüllt. Dies ist unabhängig von der Belastungsgeschwindigkeit. Wie zu erwarten war, zeigt sich sogar die Zunahme der Dehngrenze mit steigender Belastungsgeschwindigkeit, Abbildung 100.

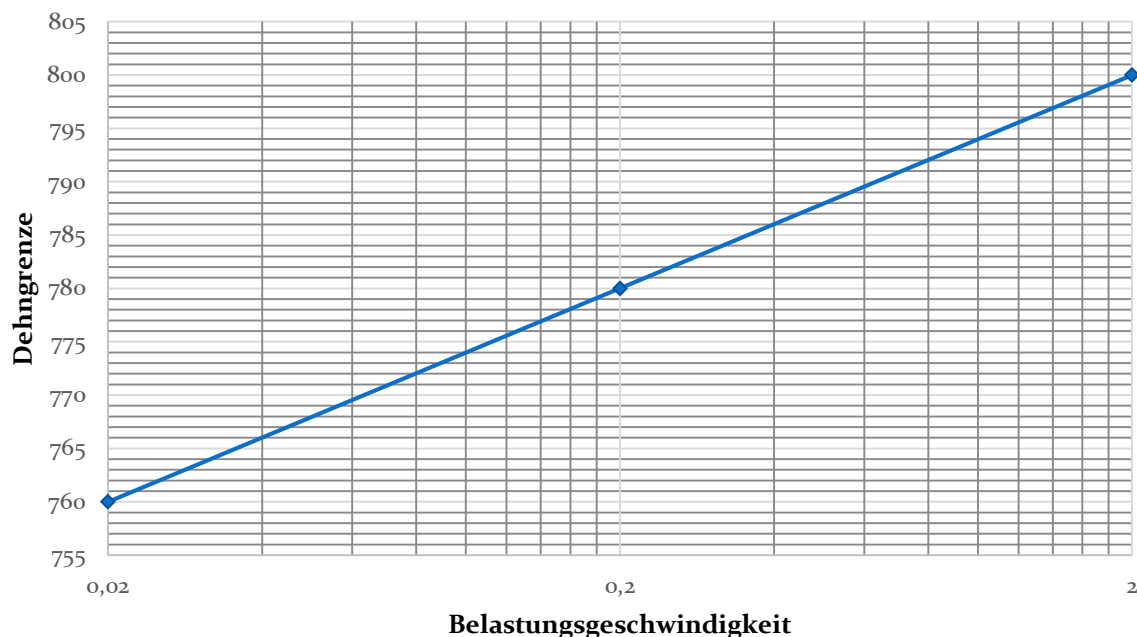


Abbildung 100: Dehngrenze in Abhängigkeit der Belastungsgeschwindigkeit

Ein zu erwartendes sprödes Werkstoffversagen durch die erhöhten Belastungsgeschwindigkeiten zeigte sich nicht. Somit kann auch unter schlagartig-dynamischer Last das Leichtbaupotential des Grundwerkstoffes für die Verbindungen in der Auslegung genutzt werden und dessen Kennwerte zu Grunde gelegt werden.

12 Zusammenfassung

Ziel der vorstehenden Arbeit war die Erhöhung der Festigkeit unter quasistatischer, zyklischer und dynamisch schlagartiger Last von geschweißten Rahmenkonstruktionen zur Gewichtsreduktion. Als Beispielanwendung wurden Forst- und agrarwirtschaftliche Maschinen herangezogen, da diese ein einzigartiges Lastprofil hinsichtlich der Kombination von quasistatischen, zyklischen und dynamisch-schlagartigen Belastungen bieten. Hierzu wurde vom derzeitigen Stand der Forschung und den Anforderungen an die Schweißverbindungen in einer gewählten Beispielanwendung aus Thesen erarbeitet, die zu einer Erhöhung der Schweißverbindungsfestigkeit führen sollten:

1. Der Widerstand einer Schweißverbindung gegen zyklische Lasten ist entgegen der Lehrmeinung abhängig vom Grundwerkstoffherstellungs- und Legierungskonzept.

Es konnte nachgewiesen werden, dass thermomechanische gewalzte Feinkornbaustähle deutliche Vorteile hinsichtlich der technischen Dauerfestigkeit gegenüber wasservergüteten Feinkornbaustählen und der nationalen und internationalen Normung aufweisen. Die technische Dauerfestigkeit der thermomechanisch hergestellten Stähle ist dabei um ca. 100% höher als die in der Normung festgelegten Werte.

Der detaillierte Vergleich der Verbindungseigenschaften der zwei unterschiedlichen Feinkornbaustahlgruppen (thermomechanisch und wasservergütet) zeigte deutliche Unterschiede im Gefüge der beiden Stahlgruppen. Weiterhin wurde ersichtlich, dass die beiden ausgewählten Versuchswerkstoffe durch die variierenden Herstellverfahren und der leichten Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung und im Ausgangsgefüge zu deutlichen Variationen im Gefüge der WEZ nach dem Schweißen führen. Auf dieser Basis zeigte sich bei der Charakterisierung der Verbindungseigenschaften, dass die thermomechanisch gewalzten Stähle einen deutlichen Vorteil in der Festigkeit unter zyklischen Lasten gegenüber den wasservergüteten Feinkornbaustählen aufweisen. Für die Beispielanwendung sind die zyklischen Festigkeitseigenschaften von essentieller Bedeutung. Des Weiteren erfüllen die Verbindungen die Erfordernisse unter quasistatischen sowie auch dynamisch-schlagartigen Lasten. Dies ermöglicht eine funktionale Werkstoffauswahl um Leichtbaupotentiale identifizieren und charakterisieren zu können.

2. Erarbeitung einer weiteren Methodik zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften unter quasistatischen, zyklischen und dynamisch-schlagartigen Belastungen unter Modifikation des Schweißzusatzwerkstoffes

Durch die Modifikation der Fließfähigkeit der Schmelze beim Schweißen über eine gezielte Dünnschichtbeschichtung auf der Schweißzusatzwerkstoffoberfläche konnte eine deutliche kerbgeduzierte Kehlnaht im Vergleich zu unmodifizierten Schweißnähten realisiert werden. Dies resultiert in einer deutlichen Erhöhung der technischen Dauerfestigkeit der Verbindung unter zyklischen Lasten. Unter Nutzung der funktionalen Werkstoffauswahl und der Schweißzusatzmodifikation konnte die technische Dauerfestigkeit im Vergleich zur Norm verdreifacht werden. Des Weiteren zeigte sich, dass aufgrund der reduzierten Kerbwirkung ebenfalls eine Steigerung der Verformungsfähigkeit unter quasistatischer und dynamisch-schlagartiger Last erreicht werden kann. Darüber hinaus erfüllen auch diese

Schweißverbindungen die an sie gestellten Festigkeitserfordernisse unter schlagartig-dynamischer und quasistatischer Last und zeigen auch in diesen Bereichen festigkeitssteigerndes Potential.

Unter der quasistatischen und schlagartig-dynamischen Belastungen zeigte sich, dass die hergestellten Schweißnähte das Grundwerkstoffniveau erreichen. Ein positiver Einfluss auf die Festigkeit ist vorhanden. Mit jedoch ca.3% fällt dieser relativ klein im Vergleich zur Verbesserung bei zyklischer Last.

Auf Basis der erhöhten technischen Dauerfestigkeit unter zyklischer Last und dem Erfüllen der an die Verbindungen gestellten quasistatischen und dynamisch-schlagartigen Festigkeitsanforderungen, ist ein Leichtbaupotential von deutlich über 50% hinsichtlich des Rahmengewichts in der Agrartechnik antizipierbar, da in jedem Fall die Grundwerkstofffestigkeit erreicht werden oder gängige Auslegungskriterien, wie z.B. FAT-Klassen, um mehr als 50% überschritten werden.

13 Danksagung

Die Realisierung dieser Arbeit wurde durch verschiedene Institutionen und Personen unterstützt. Diesen gebührt mein außerordentlicher Dank. Besonders möchte ich mich bei den Unternehmen Hermann Fliess GmbH & Co. Kg sowie AMAZONEN-Werke H. Dreyer GmbH & Co. KG und SSAB Swedish Steel GmbH, die diese Untersuchungen mit Material und als Partner in verschiedenen Forschungsvorhaben unterstützten.

Zudem möchte ich mich besonders bei Frau Dr.-Ing. Antonia Schram für ihren lenkenden und kritischen Blick auf die Untersuchungen bedanken. Außerordentlicher Dank gebührt Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling, der mir die Arbeit ermöglichte. Weiterhin danke ich meinen Kollegen für ihre Unterstützung.

Darüber hinaus danke ich besonders meiner Familie, die mich immer in der Durchführung der Arbeiten unterstützte.

14 Literaturverzeichnis

- [1] N. Nemestothy, „Boden unter Druck - sind Bodenschutz und Holzernte vereinbar?“, BFW-Praxisinformation 19, 2009.
- [2] J. Römbke, M. Roß-Nickoll, A. Toschki, H. Höfer, F. Horak, D. Russel, U. Burkhardt und H. Schmitt, „Erfassung und Analyse des Bodenzustands im Hinblick auf die Umsetzung und Weiterentwicklung der Nationalen Biodiversitätsstrategie“, Umweltbundesamt, Dessau-Roßlau, 2012.
- [3] C. Fischer, „Physikalisch-mechanische Auswirkungen ausgewählter Schlepperfahrwerke auf das Bodengefüge im Weinbau unter besonderer Berücksichtigung neuartiger Vierraupenfahrwerke“, Hochschule Geisenheim, Justus-Liebig-Universität Gießen, Gießen, 2014.
- [4] L. Zhang, Microstructure-property Relationship in Microalloyed High-strength Steel Welds, B. f. M. u. -. (BAM), Hrsg., Berlin, 2016.
- [5] T. Schaupp, T. Kannengießer, S. Burger, M. Zinke und S. Jüttner, „Einfluss der Wärmeführung auf die Wasserstoffkonzentration in geschweißten höherfesten Feinkornbaustählen beim Einsatz modifizierter Sprühlichtbogenprozesse“, *Schweißen und Schneiden*, pp. 290-307, 2018.
- [6] T. Ummenhofer, M. Spannaus, G. Steidl, W. Höbling und V. Di Rosa, „Die Anwendung hochfester Feinkornbaustähle im konstruktiven Ingenieurbau“, *Stahlbau* 82, pp. 236-245, 2013.
- [7] M. Volz, F. Schröter und G. Steidl, „Baustähle im konstruktiven Ingenieurbau“, *Stahlbau* 77, pp. 781-790, 2008.
- [8] P. Gerster, „Wirtschaftliche Herstellung hochbeanspruchter Schweißkonstruktionen unter Montagebedingungen“, in 6. *Chemnitzer Symposium Fügetechnik/Schweißtechnik*, Chemnitz, 2004.
- [9] J. Billingham, J. Sharp, J. Spurrier und P. Kilgallon, „Review of the performance of high strength steels used offshore“, 2003.
- [10] J. Raoul, Use and application of high-performance steels for steel structures, Zürich: IABSE-AIPC-IVBH, ETH Höggerberg.
- [11] W. Gundel und J. Hauser, „Innovative Konstruktionen aus Feinkornbaustählen mit Streckgrenzen bis 1100 N/mm²“, in *Schweißen und Schneiden 2001 - Vorträge der gleichnamigen Großen Schweißtechnischen Tagung*, 2001, pp. 271-275.
- [12] W. H. und P. Gerster, „Schweißtechnische Verarbeitung und Anwendung hochfester Baustähle im Nutzfahrzeugbau“, in *Schweißen und Schneiden 2003 - Vorträge der gleichnamigen Großen Schweißtechnischen Tagung*, Düsseldorf, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, 2003, pp. 429-435.

- [13] J. Sischka und F. Stadler, „Das Forumdach des Sony-Centers in Berlin,“ in *Schweißen und Schneiden 2003 - Vorträge der gleichnamigen Großen Schweißtechnischen Tagung*, Düsseldorf, Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, 2003, pp. 303-307.
- [14] S. Ragu Nathan, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi und A. Rao, „Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints,“ *Defence Technology*, Bd. 11, pp. 308-317, 2015.
- [15] U. Hamme, J. Hauser, A. Kern und U. Schriever, „Einsatz hochfester Baustähle im Mobilkranbau,“ *Stahlbau* 69, pp. 295-305, 2000.
- [16] H. Wegmann und P. Gerster, „Schweißtechnische Verarbeitung und Anwendung hochfester Baustähle im Nutzfahrzeugbau,“ Duisburg, Echingen, 2014.
- [17] F. J., H. Suwala, A. Gumenyuk und M. Rethmeier, „Bestimmung der Rissanfälligkeit von hochfesten Stählen beim Widerstandspunktschweißen,“ *Mechanical Testing* 58, pp. 612-616, 2016.
- [18] L. Aschermann, „Untersuchungen zum thermischen Fügen von AHS-Stählen mit dem Fokus auf einer ganzheitlichen Modellbildung für die Wärmeeinflusszone,“ Technische Universität Clausthal, Clausthal Zellerfeld, 2013.
- [19] C. Eckstein, Ermittlung repräsentativer Lastkollektive zur Betriebsfestigkeit von Ackerschleppern, Kaiserslautern: Technische Universität Kaiserslautern, 2017.
- [20] H. Gudehus und H. Zenner, Leitfaden für eine Betriebsfestigkeitsrechnung: Empfehlungen zur Lebensdauerabschätzung von Maschinenbauteilen, Düsseldorf: Stahleisen-Verlag, 2000.
- [21] O. Buxbaum, Betriebsfestigkeit: sichere und wirtschaftliche Bemessung schwingbruchgefährdeter Bauteile.
- [22] B. C. und e. al., „Betriebsfestigkeit in Germany — an overview,“ *International Journal of Fatigue* 24, pp. 603-625, 2002.
- [23] H. A., Ermittlung von prozessabhängigen Lastkollektiven eines hydrostatischen Fährantriebsstangs am Beispiel eines Teleskopladers, Karlsruhe: KIT Scientific Publishing, 2010.
- [24] A. Dürr, Zur Ermüdungsfestigkeit von Schweißkonstruktionen aus höherfesten Baustählen bei Anwendung von UIT-Nachbehandlung, Stuttgart: Institut für Konstruktion und Entwurf, 2007.
- [25] DIN Deutsches Institut für Normung e.V., „Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten DIN EN 1993,“ Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2009.
- [26] E. Macherauch und H.-W. Zoch, Praktikum in Werkstoffkunde, Wiesbaden: Springer Fachmedien, 2014.
- [27] D. Schütz und E. Gassner, „Durch veränderliche Betriebslasten in Kerben erzeugte Eigenspannungen und ihre Bedeutung für die Anwendbarkeit der linearen Schadensakkumulations-Hypothese,“ *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, pp. 194-205, 1975.

- [28] H. Neuber, Kerbspannungslehre, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2001.
- [29] C. Rasche, Zur Bestimmung der Tragfähigkeit von Kehlnahtverbindungen höherfester Baustähle, Stuttgart: Institut für Konstruktion und Entwurf, 2012.
- [30] A.-C. Hesse, M. Wagner, A. Jahn, T. Nitschke-Pagel, J. Hensel, C. Dilger und E. Beyer, „Einfluss der Strahl- und Nahtqualität auf die Schwingfestigkeit strahlgeschweißter Stumpfnähte,“ *Schweißen und Schneiden*, pp. 474-479, 2018.
- [31] I. Varfolomeev, S. Moroz, M. Brand und D. Siegele, „Lebensdauerbewertung von Schweißverbindungen unter besonderer Berücksichtigung von Eigenspannungen,“ Freiburg, 2011.
- [32] M. Vogt, E. Hanssen, T. Welters und K. Dilger, „Applicability of Different Approaches for Fatigue Assessment of Welded Components in Vehicle Construction,“ in *Design, Fabrication and Economy of Welded Structures: International Conference Proceedings, 2008*, Chichester, Horwood Publishing, 2008, pp. 219-226.
- [33] A. Hobbacher, „Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components,“ International Institute of Welding, Paris, 2008.
- [34] T. Nicák, „Beitrag zur Lebensdauerabschätzung zyklisch beanspruchter Schweißverbindungen im Druckbehälterbau,“ Dortmund, 2006.
- [35] Z.-G. Xiao, T. Chen und X.-L. Zhao, „Fatigue strength evaluation of transverse fillet welded joints subjected to bending loads,“ *International Journal of Fatigue*, Nr. 38, pp. 57-64, 2012.
- [36] E. Weiß, J. Rudolph und J. Hoffmann, „Vernetzungskriterien für kerbbeanspruchungsorientierte FE-Analysen,“ *Technische Mechanik*, Bd. 19, Nr. 2, pp. 103-114, 1999.
- [37] D. Radaj und M. Vormwald, Ermüdungsfestigkeit, Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2007.
- [38] E. Siebel und H. Meuth, „Die Wirkung von Kerben bei schwingender Beanspruchung,“ *VDI-Zeitschrift*, Bd. 91, Nr. 13, pp. 121-126, 1949.
- [39] E. Siebel und M. Stieler, „Ungleichförmige Spannungsverteilung bei schwingender Beanspruchung,“ *VDI-Zeitschrift*, Bd. 97, Nr. 5, pp. 121-126, 1955.
- [40] L. Issler, H. Ruoff und P. Häfele, Festigkeitslehre - Grundlagen, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2003.
- [41] M. Abouridouane, Bruchverhalten von Leichtmetallen unter Impact-Beanspruchung, Dissertation RWTH Aachen, 2005.
- [42] K. Easterling, Introduction to the physical metallurgy of welding, Butterworths, 1983.
- [43] M. Hunkel, „Analyse von Seigerungen und seigedungsbedingtem Verzug am Beispiel des Einsatzstahls 20MnCr5,“ *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, pp. 311 - 322, 2017.
- [44] G. Schulze, Die Metallurgie des Schweißens, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2010.

- [45] U. Diltthey, *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2*, Berlin, Heidelberg, New York: Springer, 2005.
- [46] E. Hornbogen, H. Warlimont und B. Skrotzki, *Metalle - Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*, Berlin: Springer Vieweg, 2019.
- [47] M. Pirinen, „The effects of welding heat input on the usability of high strength steels in welded structures,“ *Acta Universitatis Lappeenrantaensis* 514, 2013.
- [48] H. J. Fahrenwaldt und V. Schuler, *Praxiswissen Schweißtechnik*, Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 2011.
- [49] A. Hobbacher, „Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components,“ *International Institute of Welding*, Paris, 2008.
- [50] H. Horn, *Skript Werkstoffkunde Teil 9*.
- [51] B. Keene, „Review of data for surface tension of iron and its binary alloys,“ *International Materials Review*, pp. 1-37, 1988.
- [52] F. Halden und K. W., „Surface Tension at Elevated Temperatures. II. Effect of C, N, O and S on Liquid Iron Surface Tension and Interfacial Energy with Al₂O₃,“ *The Journal of Physical Chemistry*, pp. 557-559, 1955.
- [53] M. Wolf, *Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren*, BAM-Dissertationsreihe; Band 19 Hrsg., B. f. M. u. -. (BAM), Hrsg., Berlin: Wirtschaftsverlag NW; Verlag für neue Wissenschaft GmbH, 2006.
- [54] G. Schulze, *Die Metallurgie des Schweißens*, Berlin, Heidelberg, New York: Springer Verlag, 2004.
- [55] H.-J. Bargel und G. Schulze, *Werkstoffkunde*, Heidelberg, Dordrecht, London, New York: Springer Verlag, 2012.
- [56] J. Ruge und J. Wohlfahrt, *Technologie der Werkstoffe*, Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013.
- [57] L. Zhang und T. Kannengiesser, „influence of microalloy design on heat affected zone toughness of S690QI steels,“ *Welding in the World*, pp. 339-350, 2018.
- [58] Stahl-Informations-Zentrum, *Dokumenation 570 "Grobblech - Herstellung und Anwendung*, Düsseldorf, 2001.
- [59] R. Grill, R. Egger und F. Mayrhofer, „Herstellung und Verarbeitung moderner hochfester Grobbleche,“ *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, Bd. 155, Nr. 5, pp. 207-212, 2010.
- [60] F. Martin und F. Schröter, „Stahllösungen für Offshore-Windkraftanlagen,“ *Stahlbau* 74, pp. 435-442, 2005.
- [61] R. Hubo und F. Schröter, „Thermomechanisch gewalzte Stähle - Hochleistungsprodukte für einen effizienten Stahlbau,“ *Bauingenieur*, pp. 459-463, 2001.

- [62] C. Heinze, Untersuchung der Mikrorissbildung beim Schweißen hochfester Feinkornbaustähle, Berlin: Dissertation; Fakultät Verkehrs- und Maschinensysteme; TU Berlin, 2014.
- [63] H. Mohrbacher, Hrsg., Fundamentals and Applications of Mo and Nb Alloying in High Performance Steels, 2 Hrsg., Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração .
- [64] T. Kannengießer, „Herausforderungen beim Schweißen von Bauteilen aus höherfesten Feinkornbaustählen,“ *Schweißen und Schneiden*, pp. 190-199, 2014.
- [65] S. Pehle, A. Hälsig und P. Mayr, „Detaillierte Betrachtung des Wärmeeintrages von energie-dynamischen MSG-Prozessen,“ in *DVS-Berichte - 37. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik*, Düsseldorf, DVS Media GmbH, 2017, pp. 15 - 21.
- [66] H. Neuber, Kerbspannungslehre: Theorie der Spannungskonzentration - Genaue Berechnung der Festigkeit, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2001.
- [67] M. Borsutzki, „Hochgeschwindigkeitszugversuche an Stahl,“ *Materials Testing*, pp. 761-766, 2009.
- [68] C. Ruffing, Schwingfestigkeit und Mikrostruktur von ultrafeinkörnigem C45, Kaiserslautern: Dissertation; Technische Universität Kaiserslautern, 2015.
- [69] D. Eifler und A. Piotrowski, „Bewertung zyklischer Verformungsvorgänge metallischer Werkstoffe mit Hilfe mechanischer, thermometrischer und elektrischer Meßverfahren,“ *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* 26, pp. 121-127, 1995.
- [70] F. Walther und D. Eifler, „PHYBAL - Kurzeitverfahren zur Berechnung der Lebensdauer metallischer Werkstoffe auf der Basis physikalischer Messgrößen,“ *MP Materials Testing* 50, pp. 142-149, 2008.
- [71] P. Starke, F. Walther und D. Eifler, „PHYBAL - A new method for lifetime prediction based on strain, temperature and electrical measurements,“ *International Journals of Fatigue*, pp. 1028-1036, 2005.
- [72] B. Jost, M. Klein und D. Eifler, „PHYBALSIT Fatigue Assessment and Life Time Calculation of the Ductile Cast Iron EN GJS 600 at Ambient and Elevated Temperatures.,“ *1st (CM)² Young researcher symposium 2011*, pp. 61-66, 2011.
- [73] A. Piotrowski und D. Eifler, „Bewertung zyklischer Verformungsvorgänge metallischer Werkstoffe mit Hilfe mechanischer, thermometrischer und elektrischer Meßverfahren,“ *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 26, Bd. 26, pp. 121-127, 1995.
- [74] K. Treutler, A. Schram und V. Wesling, „Leichtbau durch Fügen höherfester Feinkornbaustähle für die Forst- und Agrartechnik,“ in *DVS-Berichte Band 314 "35. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik"*, Düsseldorf, DVS Media GmbH, 2016, pp. 22-25.
- [75] V. Wesling, A. Schram, K. Treutler, D. Schmidt und H. Nullmeier, „Leichtbau in der Agrartechnik durch neue Fügekonzepte für moderne Feinkornbaustähle,“ *DVS-Berichte - Band 315 - DVS Congress*, pp. 29-33, 2015.

- [76] V. Wesling, A. Schram und K. Treutler, „Mechanical treatment of welded and brazed joints,“ in *International Conference of Shot Peening*, 12., Goßlar, 2014.
- [77] J. Dixeneit, A. Kromm, A. Hannemann, P. Friedersdorf, T. Kannengießer und J. Gibmeier, „In-situ load analysis in multi-run welding using LLT filler materials,“ *Welding in the World*, Bd. 60, pp. 1159-1168, 2016.
- [78] L. Aschermann, Untersuchungen zum thermischen Fügen von AHS-Stählen mit dem Fokus auf einer ganzheitlichen Modellbildung für die Wärmeeinflusszone, Clausthal-Zellerfeld: Dissertation, 2013.
- [79] P. Nolde und B. Meyer, „Einfluss der Tiefentschwefelung auf die Kaltrißsicherheit hochfester Stähle,“ *Schiffbauforschung* 37, p. 68ff., 1998.
- [80] J. Hildebrand, Numerische Schweißsimulation - Bestimmung von Temperatur, Gefüge und Eigenspannungen an Schweißverbindungen aus Stahl- und Glaswerkstoffen, Weimar: Dissertation, Bauhaus-Universität Weimar, 2008.
- [81] F. Hochhauser, W. Ernst, R. Rauch, R. Vakkant und N. Enzinger, „Influences of the soft zone on the strength of welded modern HSLA Steels,“ *Welding in the World*, Bd. 56, pp. 77-85, 2012.
- [82] H. Pisarski und R. Dolby, „The Significance of softened HAZs in high strength structural steels,“ *Welding in the World*, Bd. 47, pp. 149-158, 2003.
- [83] L. Zhang und T. Kannengiesser, „HAZ softening in Nb-, Ti- and Ti- + V-bearing quenched and tempered steel welds,“ *Welding in the World*, pp. 177-184, 2016.
- [84] T. Mohandas, G. Madhusudan Reddy und B. Satish Kumar, „Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels,“ *Journal of Materials Processing Technology*, Bd. 88, pp. 284-294, 1999.
- [85] K.-S. Bang und W.-Y. Kim, „Estimation and Prediction of HAZ Softening in Thermomechanically Controlled-Rolled and Accelerated-Cooled Steel,“ *Welding Journal (New York)*, pp. 174-S - 179-S, 2002.
- [86] W. Maurer, W. Ernst, R. Rauch und R. E. N. Vallant, „Evaluation of influencing the strength of HSLA steel weld joint with softened HAZ,“ *Welding in the World*, pp. 809 -822, 2015.
- [87] I. Yin, J. Wang, X. Chen, C. Lui, A. Siddiquee, G. Wang und Y. . Yao, „Microstructures and their distribution within HAZ of X80 pipeline steel welded using hybrid laser-MIG welding,“ *Welding in the World*, Bde. %1 von %2721-727, Nr. 62, 2018.
- [88] M. Soliman, Phase Transformation and Mechanical Properties of New Austenite-Stabilised Bainite Steels, H. Palkowski, Hrsg., Clausthal-Zellerfeld: Piepersche Druckerei & Verlag GmbH, 2007.
- [89] P. Suikkanen, Development and Processing of Low Carbon Bainitic Steels, C. 340 Hrsg., Oulu: Acta Universitatis Ouluensis, 2009.
- [90] J. Angeli, A. Kneissl und E. Füreder, „Ätzen für die Phasencharakterisierung von niedriglegierten, hochfesten Mehrphasenstählen,“ *Praktische Metallografie*, Bd. 53, pp. 489-504.

- [91] F. LePera, „Improved etching techniques to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel,“ *JOM*, Bd. 32, pp. 38-39, 1980.
- [92] X. Wang, Y. Tsai, J. Yang, Z. Wang, X. Li, C. Shang und R. Misra, „Effect of interpass temperature on the microstructure and mechanical properties of multi-pass weld metal in a 550-MPa-grade offshore engineering steel,“ *Welding in the World*, pp. 1155-1168, 2017.
- [93] S. Blacha, M. Weglowski und S. K. M. Dymek, „MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF ELECTRON BEAM WELDED JOINT OF HIGH STRENGTH STEEL GRADE S690QL,“ *Arch. Metall. Mater.*, pp. 1193-1200, 2016.
- [94] E. Roos, K. Maile und M. Seidenfuß, *Werkstoffkunde für Ingenieure*, Berlin: Springer Verlag GmbH Deutschland, 2017.
- [95] A. Martin, K. Hinkelmann und A. Esderts, „Zur Auswertung von Schwingfestigkeitsversuchen im Zeitfestigkeitsbereich,“ *Betriebsfestigkeit*, pp. 513 - 521, 2011.
- [96] C. Müller, *Zur statistischen Auswertung experimenteller Wöhlerlinien*, Clausthal-Zellerfeld: Dissertation, TU Clausthal, 2015.
- [97] DIN Deutsches Institut für Normung e.V., „Eurocode 3: Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten DIN EN 1993,“ Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2009.
- [98] H. Toutenburg, M. Schomaker und M. Wißmann, *Arbeitsbuch zur deskriptiven und induktiven Statistik*, Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2006.
- [99] K. Mosler und F. Schmid, *Wahrscheinlichkeitsrechnung und schließende Statistik*, Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2006.
- [100] J. Rörup, *Einfluss von Druckmittelspannungen auf die Betriebsfestigkeit von geschweißten Schiffkonstruktionen*, Hamburg: Technische Universität Hamburg-Harburg , 2003.
- [101] I. Weich, T. Ummenhofer, T. Nitschke-Pagel, K. Dilger und H. E. Chalandar, „Fatigue Behaviour of Welded High-Strength Steels after High Frequency Mechanical Post-Weld Treatments,“ *Welding in the World*, pp. R322-R332, 2009.
- [102] B. Kranz, J. Hermann, R. Baum und B. Straetmans, „Ermüdung von Schweißverbindungen höher- und hochfester warmgefertigter nahtloser Stahlbauhohlprofile MSH,“ *Konstruktion*, pp. 76-82, 01/02 2018.
- [103] J. C. Villalobos, A. Del-Pozo, B. Campillo, J. Mayen und S. Serna, „Microalloyed Steels through History until 2018: Review of Chemical Composition, Processing and Hydrogen Service,“ *Metals* (8) 5, 351, 2018.
- [104] K. Treutler, A. Schram und V. Wesling, „Beeinflussung des MSG-Schweißprozesses und der Eigenschaften des Schweißgutes durch Zusatzelemente auf der Drahtoberfläche,“ in *DVS-Berichte Band 320 "36. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik"*, Düsseldorf, DVS Media GmbH, 2017, pp. 27-32.
- [105] V. Wesling, A. Schram, T. Müller und K. Treutler, „Influencing the arc and the mechanical properties of the weld metal in GMA-welding processes by additive elements on the wire electrode surface,“ *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering - 18th Chemnitz Seminar*

on Materials Engineering - 18. Werkstofftechnisches Kolloquium, Bd. 118, Nr. doi:10.1088/1757-899X/118/1/012006, 2016.

- [106] D. Loder, S. Michelic und C. Bernhard, „Systematische Untersuchung der Azikularferritbildung in Stählen,“ *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, pp. 315-320, 2016.
- [107] V. Wesling, K. Treutler und T. Gehling, „Influence on the weld strenght of high-strenght fine-grained structural steels by thin-film-coated GMA welding electrodes,“ *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 373, 2018.

15 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Entwicklung der durch technische Lieferbedingungen gewährleisteten Streckgrenzenwerte, [6], [7].....	1
Abbildung 2: Nötige Blechdicke bei statischer Last in Abhängigkeit der Streckgrenze	2
Abbildung 3: Vorgehen zur Erhöhung der statischen, zyklischen und dynamisch schlagartigen Verbindungsfestigkeit	3
Abbildung 4: Auswahl traktorspezifischer Lastfälle im Faktormodell, [19]	5
Abbildung 5: Darstellung der typischen Belastungen in der Forst- und Agrartechnik: Arbeitsfall (links), Transportfall (rechts).....	6
Abbildung 6: Vorgehen bei der Lebensdauerberechnung in der Konstruktion von Bauteilen, [20].....	7
Abbildung 7: Gliederung der Schwingfestigkeit [21].....	8
Abbildung 8: Lastkollektiv und Messdaten für eine belastete Achse eines Ackerschleppers, [19]	9
Abbildung 9: Verschiedene Bodenbearbeitungsgeräte für die Agrarwirtschaft, [19]	11
Abbildung 10: Experimentell ermittelte Kerbdehngrenzen und Kerbzugfestigkeiten in Abhängigkeit von der Formzahl aus 32NiCrMo14-5 , [26]	12
Abbildung 11: Ertragbare Lasten in Abhängigkeit der Dehngrenze (verschiedene Materialien), [22] .	13
Abbildung 12: Bemessungskonzepte für Schweißverbindungen, [31].....	14
Abbildung 13: Wöhlerkurven für Stahl unter Normalspannung nach IIW-Richtlinie, [33]	15
Abbildung 14: Auszug DIN EN 1993-1-9 Anhang B Ermüdungsfestigkeit bei Verwendung von Struktur- bzw. Kerbspannungen, [25].....	15
Abbildung 15: Maßnahmen zur Erhöhung der Schwingfestigkeit, [24]	16
Abbildung 16: zyklische Stützziffer in Abhängigkeit von Spannungsgradienten a Eisenwerkstoffe b Stähle, [40]	17
Abbildung 17: Aufbau der Wärmeeinflusszone mit Bezug zum Eisen-Kohlenstoffdiagramm (schematisch), [47] vgl. auch [48]	21
Abbildung 18: Kehlnaht mit WEZ aus S700MC.....	21
Abbildung 19: Darstellung des α -MK Gebietes im Eisen-Kohlenstoffdiagramm, [50].....	24
Abbildung 20: Oberflächenspannung von flüssiger Eisen-Aluminiumlegierung in Abhängigkeit des Aluminiumgehaltes, [51]	25
Abbildung 21: Einfluss von Sauerstoff, Stickstoff, Schwefel und Kohlenstoff auf die Oberflächenspannung von flüssigem Eisen, [52]	26
Abbildung 22: Mikrostruktur in Abhängigkeit vom Temperaturgradienten und der Erstarrungsgeschwindigkeit, [53].....	27
Abbildung 23: Erstarrungsgeschwindigkeit und Erstarrungsmorphologie beim Schweißen, [53].....	28
Abbildung 24: Korngrößen im Schweißgut aus AlMg3 im Vergleich (unbeschichteter Schweißzusatz links; beschichteter Schweißzusatz rechts)	28
Abbildung 25: Internationale Standards für Hochfeste Stähle, Zusammenfassung, [57]	29
Abbildung 26: Temperaturführung und Walzprozesse unterschiedlicher Feinkornbaustähle (schematisch), [58]	30
Abbildung 27: Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften der WEZ.....	32

Abbildung 28: Abhängigkeit der Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit und der Härte in der wärmebeeinflussten Zone von der Abkühlzeit von 800°C auf 500°C schematisch, [44]	32
Abbildung 29: Probenform Hochgeschwindigkeitszugversuch¶.....	40
Abbildung 30: Kerbformen für die Untersuchung der Auswirkung von Kerben auf die mechanischen Eigenschaften unter schlagartig dynamischer Last	40
Abbildung 31: Auswirkung von Kerben auf das Verformungsverhalten eines austenitischen Stahles (1.4301) in Abhängigkeit von Formzahl und Dehnrate der parallelen Probenlänge inklusive Kerb	42
Abbildung 32: Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit für HCT780XD	43
Abbildung 33: Auswirkung von Kerben auf das Verformungsverhalten eines ferritisch-bainitischen Komplexphasenstahles (1.0954, HCT 780XD) in Abhängigkeit von Formzahl und Dehnrate	44
Abbildung 34: Schematische Darstellung des Temperaturverlaufes während der Wärmebehandlung	46
Abbildung 35: Gefüge C45 nach Wärmebehandlung; oben links 15Minuten, oben rechts 60 Minuten und unten 1000 Minuten	47
Abbildung 36: Veränderung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszeit	48
Abbildung 37: Temperaturänderung in einem kontinuierlichen Laststeigerungsversuch AZ91D, [70]	49
Abbildung 38: Schematische Darstellung der Spannungsschwingbreite bei den durchgeführten Laststeigerungsversuchen	50
Abbildung 39: Temperaturänderung für eine Wärmebehandlungsdauer von 15 Minuten in Abhängigkeit der Spannungsschwingbreite im Laststeigerungsversuch	51
Abbildung 40: Einteilung der Temperaturerhöhung durch die zyklische Belastung.....	52
Abbildung 41: Vorgehen zur Abschätzung des Beginns der plastischen Mikroverformung	53
Abbildung 42: Abgeschätzte Dauerfestigkeit (normiert mit der Streckgrenze) – Spezifische Ermüdungsfestigkeit in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsdauer	54
Abbildung 43: Temperaturerhöhung während der Laststeigerungsversuche für S700MC	55
Abbildung 44: Modellbauteil für die Untersuchungen (Blechdicken variieren)	57
Abbildung 45: Fügen eines Modellbauteils, [74].....	58
Abbildung 46: Abgeleitete Kleinstprobengeometrien	59
Abbildung 47: Gefügaufnahmen S700MC/S700MH.....	62
Abbildung 48: Gefügaufnahmen S690QL	62
Abbildung 49: Gefüge der Grundwerkstoffe Ätzung mit LePera-Ätzmittel (links S690QL und rechts S700MC)	63
Abbildung 50: Gefüge der Grundwerkstoffe Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel (links S690QL und rechts S700MC)	64
Abbildung 51: Prozessbereich über Vorwärmtemperatur für den verwendeten S700M.....	66
Abbildung 52: Prozessbereich über Vorwärmtemperatur für den verwendeten S690QL.....	67
Abbildung 53: Abkühlkurven bei der Schweißprozesssimulation	69
Abbildung 54: Schweiß-ZTU-Diagramm für S690QL, [79], [80]	70
Abbildung 55: Härteverläufe über die Schweißnähte verschiedener Grundwerkstoffe.....	72

Abbildung 56: Relative Kohlenstoffverteilung in der Fein- (links) und Grobkornzone (rechts) nach dem Schweißen von S700M	73
Abbildung 57: Relative Kohlenstoffverteilung in der Fein- (links) und Grobkornzone (rechts) nach dem Schweißen von S690QL	74
Abbildung 58: Gefüge der Grobkornzone S700M untere Prozessgrenze, MA-Phase, Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel.....	74
Abbildung 59: Gefüge der Grobkornzone (S690QL links, S700M rechts; obere Prozessgrenze oben und untere Prozessgrenze unten) Ätzung mit LePera-Ätzmittel.....	75
Abbildung 60: Gefüge der Feinkornzone (S90QL links, S700M rechts; obere Prozessgrenze oben und untere Prozessgrenze unten) Ätzung mit LePera-Ätzmittel.....	76
Abbildung 61: Gefüge der Grobkornzone (S90QL links, S700M rechts; obere Prozessgrenze oben und untere Prozessgrenze unten) Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel	77
Abbildung 62: Gefüge der Feinkornzone (S90QL links, S700M rechts; obere Prozessgrenze oben und untere Prozessgrenze unten) Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel	78
Abbildung 63: Gefüge der Feinkornzone S690 Q untere Prozessgrenze (Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel)	79
Abbildung 64: Gefüge der Feinkornzone S700M obere Prozessgrenze (Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel)	80
Abbildung 65: Gefüge der des Schweißgutes (S90QL links, S700M rechts; obere Prozessgrenze oben und untere Prozessgrenze unten) Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel (Bild unten links Ändern da falsche Auflösung)	81
Abbildung 66: Gefüge der des Schweißgutes (S700M obere Prozessgrenze) Ätzung mit Klemm-I-Ätzmittel.....	82
Abbildung 67: Vergleich der Phasenausscheidung zwischen verschiedenen Stählen, [94].....	84
Abbildung 68: Belastungsarten bei der zyklischen Prüfung.....	87
Abbildung 69: Beispielhafte Auswertung nach DIN EN 50100.....	88
Abbildung 70: FAT-Klassen für Zug-Proben verschiedener Werkstoffe bei gleichen Parametern gefügt	89
Abbildung 71: FAT-Klassen für T-Proben verschiedener Werkstoffe bei gleichen Parametern gefügt	90
Abbildung 72: Einfluss des Energieeintrages auf die FAT-Klasse (Zug-Proben)	91
Abbildung 73: Einfluss des Energieeintrages auf die FAT-Klasse (T-Proben)	92
Abbildung 74: Vergleich der Schwingfestigkeit zwischen verschiedenen Blechdickenkombinationen	93
Abbildung 75: FAT-Level unbelasteter Kehlnähte über den Blechdickeneinflussfaktor nach IIW-Recommendations	94
Abbildung 76: Abhängigkeit der FAT-Klasse von geschweißten Zugproben in Abhängigkeit der angegebenen Streckgrenze des Schweißgutes	95
Abbildung 77: Abhängigkeit der FAT-Klasse von geschweißten T-Proben in Abhängigkeit der angegebenen Streckgrenze des Schweißgutes	96
Abbildung 78: Typische Temperaturverläufe bei der Schweißsimulation	97
Abbildung 79: Gefügevergleich vor und nach der Schweißsimulation	98
Abbildung 80: Vergleich des Schwingfestigkeitsverhalten der einzelnen Bereiche der WEZ.....	99

Abbildung 81: FAT-Level in Abhängigkeit der Spitztemperatur bei der Wärmebehandlung.....	100
Abbildung 82: typischer Verlauf eines Spannungs-Dehnungsdiagramms unter erhöhter Belastungsgeschwindigkeit für 0,2 m/s.....	102
Abbildung 83: Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Modellverbindung unter steigender Last	102
Abbildung 84: PVD-Anlage zur Beschichtung der Drahtelektroden, [104]	103
Abbildung 85: Mehrlagige Auftragsschweißung aus A31 zur Probenentnahme	104
Abbildung 86: Beeinflussung des Schweißprozesses durch die ausgewählten Zusatzwerkstoffbeschichtungen	106
Abbildung 87: Vergleich des Einbrandverhaltens zwischen verschiedenen beschichteten Schweißdrahtelektroden, [105]	107
Abbildung 88: Verhalten des Schweißgutes ausgewählter modifizierter Schweißzusätze unter zyklischer Last.....	109
Abbildung 89: Schichtdickenbestimmung auf der titanmodifizierten Schweißdrahtelektrode	112
Abbildung 90: Gefüge des Schweißgut des Ti-modifizierten Zusatzes (Ätzung mit Nital)	113
Abbildung 91: Gefüge des Schweißgut des Ti-modifizierten Zusatzes (Ätzung nach Le Pera)	114
Abbildung 92: Gefüge des Schweißgut des Ti-modifizierten Zusatzes vergrößerte Darstellung 1 (Ätzung nach Le Pera)	114
Abbildung 93: Gefüge des Schweißgut des Ti-modifizierten Zusatzes (Ätzung nach Klemm)	115
Abbildung 94: Gefüge des Schweißgutes des unmodifiziertem Schweißzusatzes auf S700M untere Prozessgrenze (Ätzung nach Le Pera).....	115
Abbildung 95: Gefüge des Schweißgutes des unmodifiziertem Schweißzusatzes auf S700M untere Prozessgrenze größere Darstellung (Ätzung nach Klemm)	116
Abbildung 96: Gefüge des Schweißgut des Ti-modifizierten Zusatzes (Ätzung mit Nital)	117
Abbildung 97: Gefüge des Schweißgut des Ti-modifizierten Zusatzes (Ätzung mit Nital) sowie EDX-Elementverteilung für Titan	118
Abbildung 98: Vergleich der Eigenschaften unter zyklischer Last.....	120
Abbildung 99: Wöhlerkurve nach dem Kerbspannungskonzept für T-Proben mit modifiziertem Zusatzwerkstoff	120
Abbildung 100: Dehngrenze in Abhängigkeit der Belastungsgeschwindigkeit	121